บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

ในปัจจุบันการออกแบบซิ้นส่วนทางวิศวกรรม ได้มุ่งเน้นไปที่การย่อส่วนชิ้นงานให้มี ขนาดเล็กลง มีน้ำหนักเบา และคงสมบัติด้านความแข็งแรงไว้ ทำให้การผลิตชิ้นส่วนทางวิศวกรรม ซึ่งมีรูปร่างซับซ้อนเหล่านี้ทำได้ยากขึ้นและมีราคาสูง โดยเฉพาะการแปรรูปโลหะในสภาพแข็งด้วย กรรมวิธีทางกล (wrought products) เช่น การทุบขึ้นรูป (forging) การวีด (rolling) การอัดขึ้นรูป (extrusion) เป็นต้น การผลิตชิ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อนโดยวิธีเหล่านี้จำเป็นต้องใช้ขั้นตอนการ ทำงานมากเพื่อให้ได้รูปทรงซับซ้อนที่ต้องการ ใช้แรงงานในการตัดแต่งหลายขั้นตอน ทำให้ต้นทุน การผลิตสูงขึ้น การผลิตในปริมาณมากจึงทำได้ยาก หรือแม้แต่วิธีการแปรรูปโลหะในสภาพเหลว ด้วยกระบวนการหล่อ (cast products) ซึ่งมีข้อจำกัดหลายประการ เช่น การแยกตัวของ องค์ประกอบ (segregation) โพรงหดตัว (shrinkage) ตำหนิและสิ่งปลอมปนในแบบหล่อ ปัญหา การกัดกลึง (machining) และปัญหาการควบคุมอัตราการเย็นตัวในชิ้นงานที่มีความหนาแตกต่าง กันทำได้ยาก ทำให้ชิ้นงานสุดท้ายไม่ได้ขนาดที่กำหนดและตรงตามมาตรฐาน

การฉีดขึ้นรูปโลหะผง (metal injection moulding, MIM) เป็นกระบวนการผลิตที่ใช้ เทคนิคการฉีดพลาสติกสำหรับการขึ้นรูป และใช้วิธีทางโลหะผงวิทยาเพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับ ชิ้นงานฉีด เหมาะสมสำหรับการผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กและมีรูปร่างซับซ้อน สามารถลดขั้นตอน การกัดกลึงผิว ลดปัญหาเศษวัสดุเหลือใช้ และให้อัตราผลผลิตสูง นอกจากนี้ยังสามารถใช้ขึ้นรูป วัสดุที่มีจุดหลอมเหลวสูง และให้ขนาดที่แน่นอนใกล้เคียงชิ้นงานจริง ซึ่งสิ่งเหล่านี้เป็นข้อจำกัดใน งานหล่อโลหะทั่วไป ในปัจจุบันกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงได้ถูกใช้ในการขึ้นรูปชิ้นส่วนต่าง ๆ ในอุตสาหกรรมหลายประเภท เช่น ชิ้นส่วนยานยนต์ ชิ้นส่วนอิเล็คทรอนิคส์ อุตสาหกรรมเคมี เครื่องมือและอุปกรณ์ทางการแพทย์ เครื่องประดับ และอุปกรณ์กีฬา เป็นต้น ภาพที่ 1.1 แสดง ชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมต่าง ๆ ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง

เหล็กกล้าไร้สนิม 316L เป็นเหล็กกล้าไร้สนิมในกลุ่มออสเตนนิติก มีโครงสร้างผลึกเป็น แบบ FCC จึงทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนนิติกมีความเหนียวมากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มอื่น สามารถขึ้นรูปได้ง่าย มีความต้านทานการกัดกร่อน และต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ สูงได้ดี อีกทั้งมีลักษณะทางกายภาพที่สวยงาม มันวาว ไม่เป็นสนิม จึงนิยมใช้เป็นวัสดุทาง วิศวกรรมอย่างแพร่หลาย นอกจากนั้น เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ยังสามารถนำไปใช้เป็นวัสดุ ทดแทนในร่างกายโดยไม่มีผลต่อต้านต่อร่างกาย เช่น ชิ้นส่วนทางด้านทันตกรรม และสกรู ดามกระดูกหลัง เป็นต้น

ความเสียหายที่พบบ่อยในชิ้นส่วนทางวิศวกรรมมีสาเหตุจากการสึกหรอเป็นส่วนมาก การสึกหรอจึงเป็นปัจจัยสำคัญที่ต้องพิจารณาในการออกแบบทางด้านวิศวกรรม เพราะการใช้งาน ส่วนใหญ่จำเป็นต้องมีการเคลื่อนที่สัมผัสกัน ซึ่งไม่สามารถหลีกเลี่ยงการสึกหรอที่จะเกิดขึ้นได้ ส่งผลให้เกิดความเสียหายที่ผิว เช่น การสูญเสียเนื้อวัสดุ การเปลี่ยนรูปร่าง หรือการเกิดรอยร้าว ซึ่งเป็นสาเหตุทำให้อายุการใช้งานของชิ้นส่วนวิศวกรรมลดลง ดังนั้น การเข้าใจถึงกลไกและ พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่ออกแบบนั้นจึงมีความจำเป็นและเป็นแนวทางในการเลือกใช้วัสดุ ที่เหมาะสม การบำรุงรักษาที่ถูกต้อง และช่วยป้องกันความเสียหายที่อาจเกิดขึ้นได้

ในปัจจุบันมีการใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง (MIM 316L) เป็นชิ้นส่วนทางวิศวกรรมแพร่หลายมากขึ้น แต่งานวิจัยเกี่ยวกับการสึกหรอของ MIM 316L มีน้อยและไม่เพียงพอ โดยเฉพาะพฤติกรรมการสึกหรอของชิ้นส่วนในสภาวะการใช้งานที่ แตกต่างกัน ในงานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาผลกระทบของความพรุน (porosity) ความเร็วการไถล (sliding speed) และระยะไถล (sliding distance) ที่มีผลต่อกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L



ภาพที่ 1.1 ชิ้นส่วนในอุตสาหกรรมต่าง ๆ ที่ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง [1, 2]

1.2 วัตถุประสงค์ของการศึกษา

1.2.1 ศึกษาสมบัติพื้นฐานของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีด ขึ้นรูปโลหะผง

1.2.2 ศึกษาผลกระทบของความพรุน ความเร็วการไถล และระยะไถลที่มีผลต่อ กลไกและพฤติกรรมการสึกหรอภายใต้การไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่นของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง

1.2.3 เปรียบเทียบพฤติกรรมการสึกหรอภายใต้การไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่นของ
เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง (MIM 316L) และเหล็กกล้า
ไร้สนิม 316L ที่ขึ้นรูปโดยกรรมวิธีทางกล (wrought 316L)

1.3 ขอบเขตของการศึกษา

การทดสอบการสึกหรอจากการไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่น (dry sliding wear) โดย ใช้เครื่องทดสอบแบบ pin-on-disc ชิ้นทดสอบแบบหมุด (pin) และชิ้นทดสอบแบบจาน (disc) ผลิตจากเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เหมือนกัน (self-mating) ทำการทดสอบภายในห้องปรับอากาศ อุณหภูมิ 25 ± 2°C ความชื้นสัมพัทธ์ 60 ± 5% RH โดยศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอภายใต้ สภาวะตัวแปรดังต่อไปนี้

- 1.3.1 ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s
- 1.3.2 ระยะทาง 2-8 km
- 1.3.3 ชิ้นทดสอบแบบหมุด : wrought 316L, MIM 316L ความพรุน 2% และ 6%

1.4 ประโยชน์ที่ได้รับจากการศึกษา

1.4.1 สมบัติพื้นฐาน และกลไกการสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วย กระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง

1.4.2 ความรู้ความเข้าใจเกี่ยวกับผลกระทบของความพรุน ความเร็วการไถลและ ระยะไถลต่อการเปลี่ยนแปลงกลไก และพฤติกรรมการสึกหรอในสภาวะไร้สารหล่อลื่นของ เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงและเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ขึ้นรูป โดยกรรมวิธีทางกล 1.4.3 ประยุกต์ความรู้ที่ได้รับจาก 1.4.1 และ 1.4.2 เพื่อปรับปรุงความต้านทานการ
สึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ผลิตด้วยกระบวนการฉีดขึ้นรูปโลหะผงสำหรับการใช้งานแบบ
ไถลในชิ้นส่วนเครื่องจักรกล

1.4.4 เผยแพร่ข้อมูลในบทความวิชาการ

บทที่ 2

ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

เพื่อความเข้าใจต่อพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L และ wrought 316L ที่ เกิดขึ้น สมบัติทางกายภาพและทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L ความรู้ในเทคโนโลยี การฉีดขึ้นรูปโลหะผงและกลไกการสึกหรอ ได้ถูกศึกษาโดยมีรายละเอียดดังนี้

2.1 เหล็กกล้าไร้สนิม

เหล็กกล้าไร้สนิมเป็นโลหะกลุ่มเหล็กประเภทโลหะผสมสูง (high alloy) โดยทั่วไปมี ้ส่วนผสมของโครเมียมมากกว่า 10.5% ผสมกับนิเกิล แมงกานีส และธาตุอื่น ๆ อีกเล็กน้อย ทำให้ เหล็กกลายเป็นเหล็กกล้าไว้สนิม เนื่องจากโครเมียมที่ผสมในเหล็กทำปฏิกิริยาเคมีกับออกซิเจนใน บรรยากาศกลายเป็นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ป้องกันผิวเหล็กซึ่งมีสมบัติต้านทานการกัดกร่อนได้ดี การใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมที่อุณหภูมิสูง เช่น บริเวณใกล้รอยเชื่อมที่ได้รับ อย่างไรก็ตาม ผลกระทบทางความร้อน (heat affected zone : HAZ) โครเมียมจะทำปฏิกิริยากับคาร์บอนใน เหล็กเกิดเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ ปริมาณของโครเมียมในเนื้อเหล็กลดลงทำให้เกิดเป็นสนิมได้ ใน ้ปัจจุบันการผลิตเหล็กกล้าไร้สนิมได้มีการปรับปรุงส่วนผสมของธาตุต่าง ๆ ให้สามารถต้านทาน การกัดกร่อนและการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณนิเกิลและโครเมียมที่ผสมในเหล็ก และธาตุผสมอื่น ๆ โดยสามารถแบ่งประเภทเหล็กกล้าไร้สนิมตามโครงสร้างผลึกออกเป็น 5 กลุ่ม ้ดังแสดงในภาพที่ 2.1 ได้แก่ กลุ่มออสเตนนิติก (austenitic grade) กลุ่มเฟอริติก (ferritic grade) กลุ่มมาร์เตนซิติก (martensitic grade) กลุ่มดูเพล็กซ์ (duplex grade) และกลุ่มเพิ่มความแข็ง ้โดยการตกผลึก (precipitation hardening steels) เหล็กกล้าไร้สนิมแต่ละกลุ่มจึงมีสมบัติเชิงกลที่ แตกต่างกัน โดยสามารถเลือกใช้ได้เหมาะสมต่อการใช้งาน

เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L จัดเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมในกลุ่มออสเตนนิติกซึ่งมีลักษณะ โครงสร้างผลึกแบบ FCC (face centered cubic) มีส่วนผสมของธาตุโครเมียม (Cr) ประมาณ 16-18% นิเกิล (Ni) ประมาณ 10-14% และโมลิบดินั่ม (Mo) ประมาณ 2-3% มีสมบัติด้านทาน การกัดกร่อนที่เป็นหลุมลึก (pitting) โดยเฉพาะในสิ่งแวดล้อมที่มีคลอไรด์สูง เช่น น้ำทะเล เป็นต้น เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ถูกใช้งานในภาคอุตสาหกรรมอย่างแพร่หลาย เช่น อุปกรณ์ในห้องปฏิบัติการ ชิ้นส่วนยานยนต์ วัสดุอุปกรณ์ทางการแพทย์ เป็นต้น เนื่องจากมีสมบัติ ทางกลที่ดี และสามารถต้านทานการกัดกร่อนสูง องค์ประกอบทางเคมีและสมบัติทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L ตามมาตรฐานของสมาพันธ์อุตสาหกรรมโลหะผงแห่งอเมริกา (The Metal Powder Industrial Federation : MPIF) และมาตรฐานของสมาคมเหล็กและ เหล็กกล้าแห่งอเมริกา (The American Iron and Steel Institute : AISI) แสดงในตารางที่ 2.1 และตารางที่ 2.2



ภาพที่ 2.1 ประเภทของเหล็กกล้าไร้สนิม [3]

ตารางที่ 2.1

องค์ประกอบทางเคมีของ MIM 316L และ wrought 316L ตามมาตรฐาน MPIF และ AISI

		Composition, w.t.%									
Material	Fe	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Cu	0
		(max)	(max)	(max)	(max)	(max)					(ppm)
MIM 316L [4]	Pal	0.02	1.0	2.0	0.045	0.02	10 14	16 19	^ ^ ^		
(MPIF 35)	Dal.	0.03	1.0	2.0	0.043	0.03	10-14	10-10	2-3	-	-
wrought 316L	Bal.	. 0.03	1.0	2.0	0.045	0.03	10-14	16-18	2-3	-	
(AISI 316L) [5]											-

ตารางที่ 2.2

	Tensile	Yield	Flongation	Hardness	Donsity	
Material	Strength	Strength				
	(MPa)	(MPa)	(%)	(HRB)	(ĸg/m)	
MIM 316L [4]	4E0 (min)	140 (min)	10 (min)	67	7.60	
(MPIF 35)	450 (min)	140 (min)	40 (min)	07	7.00	
wrought 316L [5]	190 (min)	190 (min)	40 (min)	70	<u> </u>	
(AISI 316L)	400 (11111)		40 (11111)	19	0.00	

สมบัติทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L ตามมาตรฐาน MPIF และ AISI

2.2 การฉีดขึ้นรูปโลหะผง

การฉีดขึ้นรูปโลหะผงเป็นการประยุกต์ใช้เทคนิคการฉีดพลาสติก (plastic injection moulding) และกระบวนการผงวิทยา (powder metallurgy : P/M) สำหรับการขึ้นรูปชิ้นส่วนที่มี ขนาดเล็กและรูปร่างซับซ้อนได้ใกล้เคียงขนาดจริง ช่วยลดปัญหาเศษวัสดุเหลือใช้ และให้อัตรา ผลผลิตสูง (mass production) ในปัจจุบันมีการประยุกต์ใช้เทคโนโลยีการฉีดขึ้นรูปโลหะผงใน อุตสาหกรรมหลายประเภท เช่น อุตสาหกรรมยานยนต์ อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ อุตสาหกรรม เคมี และในอุปกรณ์ทางการแพทย์ เป็นต้น

ขั้นตอนการฉีดขึ้นรูปโลหะผง ประกอบด้วย 4 ขั้นตอน คือ การเตรียมเม็ดฉีด (feedstock) การฉีดเข้าแม่พิมพ์ (injection moulding) การไล่ตัวประสาน (debinding) และการ เผาผนึก (sintering) โดยผงโลหะที่ใช้ผลิตเม็ดฉีดจะมีขนาดเล็กและต่ำกว่า 20 ไมครอน และมี รูปร่างใกล้เคียงกับทรงกลมจึงช่วยให้การฉีดเข้าแม่พิมพ์ทำได้ง่าย มีความหนาแน่นในการเรียงตัว สูง (packing density) และใช้เวลาในการเผาผนึกได้รวดเร็ว ตัวประสานที่ใช้ผสมกับผงโลหะมี หลายชนิด โดยชนิดที่ได้รับความนิยมมากที่สุด คือ ตัวประสานที่ประกอบด้วยส่วนผสมของวัสดุ เทอร์โมพลาสติก เช่น โพลีเอทิลีน (PE) โพลิโพรพิลีน (PP) และขี้ผึ้งพาราฟิน (PAW) ภาพที่ 2.2 แสดงลำดับขั้นตอนของการฉีดขึ้นรูปโลหะผง โดยเริ่มจากการผสมผงโลหะและตัวประสานสำหรับ ผลิตเป็นเม็ดฉีด หลังจากนั้นเม็คฉีดจะถูกฉีดเข้าแม่พิมพ์ โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการฉีดจะมีความแข็ง ในระดับหนึ่ง (green part) โดยสามารถเคลื่อนย้ายออกจากแม่พิมพ์ เพื่อทำการไล่ตัวประสาน โดยทั่วไปการไล่ตัวประสานทำได้ 2 วิธี คือ การใช้ความร้อน (thermal debinding) และการใช้ สารละลาย (solvent debinding) โดยอุณหภูมิในการให้ความร้อนเท่ากับอุณหภูมิที่ตัวประสาน สลายตัวซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของตัวประสานที่เลือกใช้ หลังจากนั้น ชิ้นงานที่ผ่านการไล่ตัวประสานจะ นำไปเผาผนึก โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาผนึกขึ้นอยู่กับชนิดของผงโลหะที่เลือกใช้



ภาพที่ 2.2 ลำดับขั้นตอนของการฉีดขึ้นรูปโลหะผง [2]

2.3 การสึกหรอ

การสึกหรอ (wear) เป็นปรากฏการณ์ทางพื้นผิวที่เกิดจากจากปฏิกิริยาทางกล ทางเคมีและทางความร้อนที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวสัมผัสทั้งสองที่มีการเคลื่อนที่สัมพัทธ์กัน และ เกิดการหลุดออกของวัสดุกลายเป็นเศษการสึกหรอ (wear debris) โดยทั่วไปการสึกหรอถูก พิจารณาจากมวลที่สูญเสียไปอย่างต่อเนื่องของวัสดุ และขนาดของรูปทรงที่เปลี่ยนแปลงไปในช่วง ระยะเวลาหนึ่ง ซึ่งหากไม่ได้รับการแก้ไขอาจส่งผลให้เกิดความเสียหายของชิ้นส่วนนั้นในระหว่าง การใช้งาน หรืออาจทำให้สูญเสียหน้าที่การทำงานของทั้งระบบอย่างฉับพลัน เช่น การสึกหรอ แบบขัดสีที่เกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยในวาล์วไฮดรอลิกอาจก่อให้เกิดการรั่วและความสูญเสียในการใช้ งานของระบบ โดยความเสียหายจากการสึกหรอขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ การศึกษา พฤติกรรม ลักษณะและขอบเขตของความเสียหายที่เกิดขึ้นเพื่อใช้เป็นแนวทางในการออกแบบ การแก้ไขและการป้องกันการสึกหรอของชิ้นส่วนวิศวกรรมต่าง ๆ จำเป็นต้องอาศัยความรู้พื้นฐาน เกี่ยวกับสมบัติของพื้นผิว ความเสียดทาน และการสึกหรอ โดยมีรายละเอียดดังนี้

2.3.1 สมบัติพื้นผิวและพื้นผิวสัมผัส

เมื่อศึกษารายละเอียดในระดับจุลภาค พบว่า พื้นผิวของของแข็งทุกชนิดจะมี ความขรุขระหรือความหยาบของยอดสูง (asperity) ของพื้นผิวสัมผัส ซึ่งส่งผลต่อลักษณะการ สึกหรอของวัสดุ การวัดความหยาบผิวสามารถวัดโดยเครื่องวัดความหยาบผิว (roughness tester) ซึ่งโดยทั่วไปความหยาบของพื้นผิววิศวกรรมนิยมวัดอยู่ในรูปของความหยาบเฉลี่ย (average roughness, R_a) และค่ารากที่สองของกำลังสองเฉลี่ยของความหยาบ (root mean square roughness : RMS, R_a)

ค่าความหยาบเฉลี่ย (R_a) คือ ค่าเฉลี่ยของความสูงของจุดยอดจากเส้นเฉลี่ย (y)ตามสมการที่ (2.1)

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |y| dx \tag{2.1}$$

ค่ารากที่สองของกำลังสองเฉลี่ยของความหยาบ (R_q) คือ ค่าเบี่ยงเบนเฉลี่ย ของรากที่สองของกำลังสองเฉลี่ยของความสูงของจุดยอดจากเส้นเฉลี่ย(y) ตามสมการที่ (2.2)

$$R_{q} = \sqrt{\frac{1}{l} \int_{0}^{l} y^{2}(x) dx}$$
(2.2)

ลักษณะพื้นผิวสึกหรอถูกควบคุมโดยปัจจัยจากแรงเสียดทานและสิ่งแวดล้อม ซึ่งส่งผลให้สภาพของพื้นผิวสึกหรอและการสึกหรอเปลี่ยนแปลง โดยสามารถแบ่งได้ 4 ลักษณะ ดังนี้

 เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง เช่น รูปร่างของพื้นที่ผิวสัมผัสจากพื้นผิวที่ สัมผัสกันไม่สนิท (non-conforming contact) กลายเป็นสภาพพื้นผิวที่สัมผัสกันได้สนิท (conforming contact) ทำให้พื้นที่สัมผัสจริง (real contact area) เพิ่มขึ้น ความเค้นกดลดลง ส่งผลให้การสึกหรอลดลง

 เกิดการเปลี่ยนแปลงด้านวัสดุ เช่น การเกิดธาตุผสมชนิดใหม่ระหว่างพื้น ผิวสัมผัส ทำให้สมบัติของวัสดุเปลี่ยนแปลง ส่งผลต่อความด้านทานการสึกหรอ เกิดการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ เช่น การนำความร้อน อุณหภูมิที่สูงขึ้น ทำให้สมบัติวัสดุเปลี่ยนแปลง ส่งผลต่อความต้านทานการสึกหรอ

หรือชั้นออกไซด์ปกคลุมผิว
ทำให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานลดลง การสึกหรอลดลง

2.3.2 ความเสียดทาน

แรงเสียดทาน คือ แรงที่ต่อต้านการเคลื่อนที่ระหว่างผิวสัมผัสของมวล โดย เกิดขนานกับผิวสัมผัส และมีทิศทางตรงข้ามกับการเคลื่อนที่ โดยแรงเสียดทานสามารถเกิดได้จาก กลไก 4 อย่าง คือ กลไกการแนบติด (adhesion) กลไกการขัดถู (abrasion) กลไกการล้า (fatigue) และความหนืดของของไหล (lubrication / fluid viscosity)

ขนาดหรือระดับความเสียดทานสามารถวัดโดยการคำนวณหาสัมประสิทธิ์ ความเสียดทาน ดังสมการที่ (2.3)

$$\mu = \frac{F}{N} \tag{2.3}$$

โดยที่ *µ* คือ สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน

F คือ แรงดึงเพื่อให้เกิดการเคลื่อนที่

N คือ แรงตั้งฉากหรือแรงกด

จากสมการที่ (2.1) พบว่า ความเสียดทานขึ้นอยู่กับภาระกด (normal load) ไม่ขึ้นอยู่กับพื้นที่สัมผัส (apparent contact area) โดยสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่เกิดขึ้นใน สภาวะเริ่มต้นของการเคลื่อนที่ระหว่างผิวสัมผัสของมวล (หยุดนิ่ง-เคลื่อนที่) เรียกว่าสัมประสิทธิ์ แรงเสียดทานสถิต (static friction coefficient, μ_s) ในขณะที่สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่เกิดขึ้น ระหว่างการเคลื่อนที่ระหว่างผิวสัมผัสของมวล เรียกว่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจลน์ (kinetic friction coefficient, μ_s) โดย $\mu_s > \mu_k$

การสึกหรอแปรผันตรงต่อการเสียดทาน การสึกหรอภายใต้สภาวะเดียวกัน (วัสดุ รูปร่างลักษณะ สภาพแวดล้อม เป็นต้น) การสึกหรอในกรณีแรงเสียดทานสูงเกิดได้ดีกว่าใน กรณีแรงเสียดทานต่ำ

ความสัมพันธ์ระหว่างการสึกหรอและการเสียดทาน สามารถอธิบายได้ด้วย หลักการเปลี่ยนแปลงพลังงาน พลังงานกล (การเสียดทาน) พลังงานความร้อน พลังงานที่ใช้ใน การเกิดความเสียหาย (สูญเสียมวล เปลี่ยนรูปร่าง เกิดรอยร้าว) พลังงานอื่น ๆ (เสียง) ซึ่งในการ เคลื่อนที่พลังงานสูญเสียไปกับความเสียดทานประมาณ 90% (พลังงานความร้อน) ดังนั้น การวัด ขนาดความเสียดทานควรพิจารณาในเทอมของพลังงานดังสมการที่ (2.4)

$$\mu = \frac{\tau_m}{H} \tag{2.4}$$

โดยที่ au_m คือ ความเค้นเฉือนเฉลี่ยของวัสดุที่ใช้ในการแยกส่วนที่แนบติดออกจากกัน H คือ ความแข็งของวัสดุคู่สัมผัสที่อ่อนกว่า

การหล่อลื่น คือ การเพิ่มวัสดุหรือสภาพอย่างใดอย่างหนึ่ง (ของแข็ง ของเหลว ก๊าซ สนามแม่เหล็ก) ให้ผิวสัมผัส เพื่อลดการเสียดทาน ลดการสึกหรอ หรือลดทั้งสองอย่าง แต่ใน บางสถานการณ์วัสดุที่เพิ่มอาจช่วยลดการเสียดทาน แต่เพิ่มการสึกหรอได้

2.3.3 นิยามการสึกหรอ

การสึกหรอ (wear) คือ ความเสียหายที่เกิดบริเวณผิวเนื่องจากการเคลื่อนที่ ระหว่างผิวสัมผัสของมวลและสิ่งแวดล้อม โดยความเสียหายอาจอยู่ในรูปการสูญเสียมวล การเปลี่ยนแปลงรูปร่าง และการเกิดรอยร้าว

ศาสตร์แห่งการสึกหรอ (Tribology) คือ วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีของการ สัมผัสกันระหว่างสองพื้นผิวที่เกิดอันตรกริยา (interaction) ต่อกันและมีการเคลื่อนที่สัมพัทธ์กัน จึงเป็นศาสตร์ที่เกี่ยวข้องกับความรู้ทางด้านความเสียดทาน การสึกหรอ และการหล่อลื่น

2.3.4 กลไกการสึกหรอ

การจำแนกประเภทการสึกหรอจำเป็นสำหรับบ่งบอกคุณลักษณะการสึกหรอ เพื่อหาวิธีการแก้ไขป้องกันได้ถูกต้อง โดยสามารถแบ่งการจำแนกประเภทการสึกหรอได้หลาย ประเภทโดยพิจารณาจากความสัมพันธ์ ดังนี้

 แบ่งตามรูปแบบของรอยสึกหรอ (wear scar) เช่น หลุม (pit) รอยหลุดลอก (spall) รอยขีดข่วนที่สามารถมองเห็นได้ชัด (scratch) รอยขีดข่วนขนาดเล็ก (polish) รอยร้าว (craze) แอ่ง (fret) ร่องสึก (gouge) รอยถลอก (scuff) สามารถใช้แยกประเภทการสึกหรอจาก การสังเกตพื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ

2. แบ่งตามกลไกการสึกหรอ (physical mechanism) เช่น การสึกหรอแบบ แนบติด (adhesive wear) การสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) การสึกหรอแบบการล้า (fatigue wear) การสึกหรอแบบหลุดล่อน (delamination wear) การสึกหรอแบบออกซิเดชัน (oxidation wear) โดยสามารถใช้เลือกแบบจำลองการทดสอบการสึกหรอที่เหมาะสมกับการ ใช้งานจริงได้

3. แบ่งตามสภาพการสึกหรอ (wear situation) เช่น การสึกหรอในสภาวะที่มี สารหล่อลื่น (lubricated wear) การสึกหรอในสภาวะไร้สารหล่อลื่น (unlubricated wear) การ สึกหรอจากการไถลของเนื้อโลหะบนเนื้อโลหะ (metal-to-metal sliding wear) การสึกหรอจาก การกลิ้ง (rolling wear) การสึกหรอจากการไถลที่ความเค้นสูง (high stress sliding wear) การ สึกหรอระหว่างโลหะที่อุณหภูมิสูง (high temperature metal to metal wear) ซึ่งการแบ่งตาม สภาพการสึกหรอสามาถใช้ประกอบการออกแบบเพื่อลดการสึกหรอ

การแบ่งประเภทการสึกหรอสามารถใช้เปรียบเทียบการสึกหรอประเภทต่าง ๆ ได้ เพื่ออธิบายกลไกการสึกหรอและเข้าใจการเปลี่ยนรูปแบบการสึกหรอจากประเภทหนึ่งไปเป็น อีกประเภทหนึ่ง ซึ่งความรู้นี้สามารถใช้ในการออกแบบช่วยลดการสึกหรอและทำนายอายุการใช้ งานได้ ยกตัวอย่างเฟืองที่ไม่มีสารหล่อลื่น รอยสึกหรอในส่วนที่ไม่ใช่เส้นสัมผัส (pitch line) จะเป็น การสึกหรอแบบถลอก (scuffing wear) สภาพการเกิดการสึกหรอเป็นแบบการไถลของเนื้อโลหะ บนเนื้อโลหะและกลไกการสึกหรออาจเป็นแบบการแนบติดหรือการขัดถู ในขณะที่กลไกการ สึกหรอในส่วนเส้นสัมผัสจะเป็นแบบการสึกหรอจากการกลิ้ง อย่างไรก็ตาม โดยทั่วไปนิยมแบ่งการ สึกหรอตามประเภทของกลไกการสึกหรอ 4 ประเภท ดังนี้

 การสึกหรอแบบแนบติด (adhesive wear) เกิดจากการที่แรงยึดเหนี่ยว ระหว่างผิวสัมผัสทำให้เกิดการดึงระหว่างผิวสัมผัสเมื่อมีการเคลื่อนที่และส่งผลให้เกิดการสูญเสีย มวลหรืออาจเรียกอีกอย่างว่า การสึกหรอจากการไถล (sliding wear) เกิดขึ้นเมื่อมีการเคลื่อนที่ ไถลที่รอยต่อระหว่างหน้าสัมผัส และเกิดแรงดึงส่วนที่ติดแน่นและอ่อนแอกว่าแยกจากกัน เกิด ฟิล์มถ่ายโอน (transfer film) ไปสู่อีกพื้นผิวหนึ่ง ทำให้การสึกหรอรูปแบบนี้มีรูปแบบที่รุนแรง เนื่องจากความไม่เสถียรของแรงเสียดทานระหว่างคู่ผิวสัมผัสมีค่าสูง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอสูง การสึกหรอแบบแนบติดเป็นพื้นฐานของความเสียหายในโลหะทุกชนิดที่มีการไถล ภาพที่ 2.3 แสดงกลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายจากการสึกหรอแบบแนบติด





กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายจากการสึกหรอแบบแนบติดของชิ้นทดสอบที่อ่อนกว่า (รูปซ้าย) และชิ้นทดสอบที่แข็งกว่า (รูปขวา) [6, 7]

2. การสึกหรอแบบขัดถู (abrasive wear) เป็นการสึกหรอโดยไม่มีการเชื่อม กันของผิวสัมผัส เกิดได้ 2 ลักษณะ คือ การขัดถูชนิดสองเนื้อ (two-body abrasive) เกิดจากการ ที่ผิวแข็งไม่เรียบกดลงบนผิวอ่อน และการขัดถูชนิดสามเนื้อ (three-body abrasive) เกิดจากเศษ วัสดุแข็งที่อยู่ระหว่างผิวสัมผัสขูดขีดผิวสัมผัสระหว่างการเคลื่อนที่ ลักษณะความเสียหายปรากฏ เป็นร่อง (groove), รอยขีดข่วน (scratch), รอยกด (indentation) ที่ผิว ส่งผลให้เกิดการสูญเสีย มวล กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายจากการสึกหรอแบบขัดถู แสดงดังภาพที่ 2.4



ภาพที่ 2.4 กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายจากกลไกการขัดถูชนิดสองเนื้อ (รูปซ้าย) และจาก กลไกการขัดถูชนิดสามเนื้อ (รูปขวา) [7]

 การสึกหรอแบบการล้า (fatigue wear) เกิดจากการรับภาระซ้ำไป-มา บริเวณผิวสัมผัสส่งผลให้เกิดรอยร้าว การขยายตัวของรอยร้าว การเชื่อมต่อของรอยร้าว การ หลุดล่อนของผิว จนเกิดการสูญเสียมวล การสึกหรอลักษณะนี้ขึ้นอยู่กับช่วงเวลา ภาระ และ จำนวนครั้งของการเคลื่อนที่ กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายแบบการล้าที่ผิววัสดุ ภายใต้สภาวะการเคลื่อนที่ไถล แสดงในภาพที่ 2.5





กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายแบบการล้าที่ผิววัสดุ (รูปซ้าย) และใต้ผิววัสดุ (รูปขวา) ภายใต้สภาวะการเคลื่อนที่ไถล [7]

การสึกหรอแบบออกซิเดขัน (oxidative wear) เกิดจากกระบวนการทาง
เคมีส่งผลให้เกิดวัสดุใหม่ปกคลุมที่ผิว เช่น สนิม หรือชั้นออกซิเดชันต่าง ๆ เมื่อมีการเคลื่อนที่
ชั้นออกไซด์จะแตกออกจากการเกี่ยวดึงกันของยอดสูงระหว่างผิวสัมผัส ส่งผลให้เกิดการสึกหรอ
อย่างไรก็ตาม ชั้นออกไซด์จะถูกสร้างขึ้นใหม่ในเวลาต่อมา โดยกระบวนการทางเคมีเป็น
ตัวกำหนดอัตราการสึกหรอ กลไกการสึกหรอและลักษณะความเสียหายแบบออกซิเดชัน แสดงดัง
ภาพที่ 2.6





กลไกการสึกหรอ (รูปซ้าย) และลักษณะความเสียหายแบบออกซิเดชัน (รูปขวา) [7]

2.3.5 พฤติกรรมการสึกหรอ

1. พฤติกรรมการสึกหรอในช่วงเริ่มต้น (brake-in wear) และช่วงสมดุล (stable wear)

โดยทั่วไปอัตราการสึกหรอในช่วงเริ่มต้นจะค่อนข้างสูง เนื่องจากพื้นผิว สัมผัสในช่วงเริ่มต้นอยู่ในสภาพที่แนบกันไม่สนิท ทำให้ผิวสัมผัสเกิดการเปลี่ยนแปลงตลอดเวลา การสึกหรอที่เกิดขึ้นในช่วงนี้จึงสูง เนื่องจากความเสียดทานไม่คงที่ พฤติกรรมการสึกหรอในช่วง เริ่มต้นนี้ เรียกว่า การสึกหรอในช่วง break-in หรือ run-in จากนั้นเมื่อสภาพผิวสัมผัสแนบกันสนิท และไม่มีการเปลี่ยนแปลง จนกระทั่งความเสียดทานและอัตราการสึกหรอคงที่เข้าสู่ช่วงสมดุล แต่ ในบางครั้งถ้าเศษการสึกหรอสะสมที่ผิวสัมผัส อาจไม่พบการสึกหรอในช่วงสมดุล แม้ว่าพื้นที่ สัมผัสจะไม่มีการเปลี่ยนแปลง แต่เนื่องจากมีการเปลี่ยนแปลงกลไก ทำให้อัตราการสึกหรอ เปลี่ยนแปลง

2. การสึกหรอแบบไม่รุนแรง (mild wear) และแบบรุนแรง (severe wear)

การสึกหรอแบบไม่รุนแรง เกิดขึ้นเมื่ออัตราการสึกหรอต่ำและมีลักษณะ รอยสึกหรอละเอียด มักเกิดขึ้นในงานทางวิศวกรรมทั่วไป

การสึกหรอแบบรุนแรง เกิดขึ้นเมื่ออัตราการสึกหรอสูงและมีลักษณะรอย สึกหรอหยาบจึงต้องการการบำรุงรักษาเป็นพิเศษ

วัสดุส่วนใหญ่จะเกิดการสึกหรอทั้งสองลักษณะ โดยในระยะแรกอาจเกิด การสึกหรอแบบไม่รุนแรงก่อน และหากไม่ได้รับการบำรุงรักษาที่ดีจะทำให้เกิดการสึกหรอแบบ รุนแรงต่อมา โดยการสึกหรออาจรุนแรงมากและเกิดการเปลี่ยนรูปจนไม่สามารถใช้งานได้ นอกจากนั้น กลไกการสึกหรอบางประเภทส่งผลให้เกิดการสึกหรอแบบไม่รุนแรง เช่น การสึกหรอ แบบออกซิเดชันช่วยให้การสึกหรอลดลงเปลี่ยนเป็นแบบไม่รุนแรง การศึกษาช่วงการเปลี่ยนแปลง จากการสึกหรอแบบไม่รุนแรงเป็นการสึกหรอแบบรุนแรงจึงจำเป็นในงานด้านวิศวกรรม เพื่อ หลีกเลี่ยงการใช้งานในช่วงที่เกิดการสึกหรอแบบรุนแรง หรือใช้ในการทำนายอายุการใช้งาน และ สะดวกต่อการบำรุงรักษา อย่างไรก็ตาม ในงานบางประเภทการสึกหรอแบบรุนแรงช่วยให้เกิด ประโยชน์ เช่น งานขึ้นรูปโลหะ งานกัด งานกลึง เป็นต้น

3. จุดเปลี่ยนการสึกหรอ (wear transition)

ในสภาวะการใช้งานจริงทั่วไป ชิ้นส่วนเครื่องจักรกลมีกลไกการสึกหรอใน รูปแบบผสม และเปลี่ยนแปลงกลไกตามปัจจัยของวัสดุและสภาวะการใช้งานที่เปลี่ยนแปลงไป โดยทั่วไป จุดเปลี่ยนการสึกหรอขึ้นอยู่กับภาระกด (load-dependent transition) ความเร็ว การไถล (velocity-dependent transition) และระยะไถล (distance-dependent transition) การศึกษาผลกระทบของปัจจัยดังกล่าวต่อจุดเปลี่ยนกลไก และพฤติกรรมการสึกหรอจะเป็น ประโยชน์ในการออกแบบ การป้องกันการสึกหรอ และการทำนายอายุการใช้งานของชิ้นส่วน วิศวกรรมต่าง ๆ ได้

2.3.6 ปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอเป็นการจำลองสภาพปรากฏการณ์ของการสึกหรอให้ สอดคล้องกับสภาวะการใช้งานจริงมากที่สุด เพื่อการศึกษาผลกระทบของปัจจัยหลักต่อการ เปลี่ยนแปลงความเสียดทานและการสึกหรอ และสามารถสะท้อนพฤติกรรมการสึกหรอในช่วงของ ปัจจัยหลักในสภาพการใช้งานจริง โดยปัจจัยหลักที่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอ ประกอบด้วย

- 1. ความแข็ง (hardness)
- 2. ความหยาบผิว (roughness)
- 3. วัสดุ (material)
- 4. แรงกด (contact load)
- 5. ความเร็วการไถล (sliding speed)
- 6. อุณหภูมิ (temperature)
- 7. ระยะเวลา/ระยะทาง (duration/sliding distance)
- 8. สภาพแวดล้อม (surrounding)

2.3.7 **การวัดการสึกหรอ** สามารถวัดได้ 3 วิธี ดังนี้

1. วัดการเปลี่ยนแปลงมวล ซึ่งสะดวกแต่มีข้อเสียดังนี้

ไม่สามารถใช้เปรียบเทียบการสึกหรอของวัสดุต่างชนิดภายใต้สภาพ
เดียวกันได้ เช่น วัสดุเบาซึ่งมีการสึกหรอมาก แต่อาจมีการเปลี่ยนแปลงมวลน้อย

 วัสดุบางประเภทไม่สามารถใช้ความหนาแน่นเปลี่ยนมวลเป็นปริมาตร ได้ เช่น ชั้นผิวเคลือบ

• ไม่สามารถวัดความเสียหายจากการเปลี่ยนแปลงรูปร่างได้

2. วัดการเปลี่ยนแปลงปริมาตร ซึ่งแสดงพื้นฐานของการสึกหรอ แต่มีข้อเสีย
คือ ไม่สะดวก และงานทางด้านวิศวกรรมมักสนใจการสึกหรอในแง่อื่น ๆ เช่น การเปลี่ยนแปลงของ
ผิว การเพิ่มขึ้นของช่องว่างระหว่างชิ้นส่วน (clearance) ดังนั้น จึงจำเป็นต้องเปลี่ยนจาก
ปริมาตรการสึกหรอ (wear volume) เป็นรูปร่างการสึกหรอ (wear dimension) ซึ่งต้องใช้หลัก
เรขาคณิต และความสัมพันธ์ที่ได้อาจไม่เป็นเชิงเส้น

 วัดการเปลี่ยนแปลงทางอ้อม อาจใช้ในกรณีที่การวัดการเปลี่ยนแปลงมวล และปริมาตรทำได้ยาก หรือการเปลี่ยนแปลงน้อยจนตรวจวัดไม่ได้ จึงจำเป็นต้องใช้การวัดการ สึกหรอทางอ้อมแทน เช่น การเปลี่ยนแปลงของการสั่นสะเทือน ความหยาบของผิว การเสียดทาน ความร้อน

2.3.8 การทดสอบการสึกหรอ

เนื่องจากการสึกหรอไม่ใช่สมบัติของวัสดุ แต่เป็นการตอบสนองของวัสดุที่มี ต่อระบบของปัจจัยการสึกหรอ ข้อมูลการสึกหรอจึงได้จากการทดสอบการสึกหรอเท่านั้น ในการ ออกแบบการทดสอบการสึกหรอจึงต้องพิจารณาให้ใกล้เคียงกับสภาวะการใช้งานจริง (actual application) ของชิ้นส่วน เพื่อหาโหมดการสึกหรอ (wear mode) โมเดลทางคณิตศาสตร์ ความสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยการสึกหรอต่อการออกแบบชิ้นส่วน และจุดเปลี่ยนพฤติกรรมการ สึกหรอ ซึ่งข้อมูลการสึกหรอเหล่านี้จะถูกนำไปใช้ในการออกแบบ และทำนายอายุการใช้งานของ อุปกรณ์ทางวิศวกรรม โดยการจำลองวิธีการทดสอบการสึกหรอจำเป็นต้องออกแบบและเลือกให้ เหมาะสมต่อวัตถุประสงค์ และสามารถสะท้อนพฤติกรรมการสึกหรอภายใต้เงื่อนไขในสภาพ การใช้งานจริงและปัจจัยต่าง ๆ ที่เกี่ยวข้องต่อการสึกหรอ โดยระดับของการทดสอบการสึกหรอ สามารถแบ่งได้เป็น 3 ระดับ ดังนี้

 การทดสอบการสึกหรอระดับที่หนึ่ง (first order simulation) โดยศึกษา พฤติกรรมการสึกหรอในระดับพื้นฐาน เช่น การสึกหรอจากการกลิ้ง (rolling) การสึกหรอจาก การไถล (sliding) การสึกหรอจากการกระแทก (impact) การสึกหรอจากในสภาวะไร้สารหล่อลื่น (unlubricated wear) การสึกหรอจากการในสภาวะที่มีสารหล่อลื่น (lubricated wear) การ สึกหรอแบบขัดถูชนิดสองเนื้อ (two-body abrasive wear) หรือ การสึกหรอแบบขัดถูชนิดสามเนื้อ (three-body abrasive wear) การสึกกร่อน (erosion) ที่เกิดจากอนุภาคที่เป็นของแข็งหรือ ของเหลว เป็นต้น โดยวิธีการทดสอบดังกล่าวไม่มีการเชื่อมโยงกับปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อการ สึกหรอในสภาวะการใช้งานจริง

2. การทดสอบการสึกหรอระดับที่สอง (second order simulation) คือ การ ทดสอบการสึกหรอโดยศึกษากลไกและพฤติกรรมการสึกหรอในช่วงของปัจจัยต่าง ๆ ที่ส่งผล กระทบต่อการสึกหรอ โดยออกแบบวิธีการทดสอบการสึกหรอให้สามารถสะท้อนพฤติกรรมการ สึกหรอในสภาวะการใช้งานจริง เช่น ภาระกด ความเร็วการไถล ระยะไถล อุณหภูมิ สภาพพื้นผิว ชนิดของสารหล่อลื่น ลักษณะการเคลื่อนที่ เป็นต้น

 การทดสอบการสึกหรอระดับที่สาม (third order simulation) คือ การ ทดสอบการสึกหรอโดยจำลองการสึกหรอที่เกิดขึ้นในการทำงานจริงของชิ้นส่วน เพื่อศึกษา พฤติกรรมการสึกหรอที่สภาวะการใช้งานจริง ซึ่งสามารถนำไปวิเคราะห์หาปัจจัยที่ส่งผลกระทบ ต่อการสึกหรอที่เกิดขึ้นจริง และสามารถใช้ทำนายอายุการใช้งานของชิ้นส่วน

อย่างไรก็ตาม การทดสอบการสึกหรอไม่ใช่เป็นการทดสอบทางวิทยาศาสตร์ที่ ได้ผลที่แน่นอน เนื่องจากเป็นการศึกษาปรากฏการณ์การตอบสนองของวัสดุภายใต้เงื่อนไขของ ปัจจัยต่าง ๆ ที่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอที่แตกต่างกัน ในการเลือกใช้ระดับของการทดสอบการ สึกหรอจำเป็นต้องคำนึงถึงวัตถุประสงค์และงบประมาณในการทดสอบการสึกหรอ เพื่อเลือกระดับ ของการทดสอบได้เหมาะสม

2.4 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

งานวิจัยที่ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุประเภทต่าง ๆ ได้ทำการศึกษาในวัสดุ 2 กลุ่ม คือ กลุ่มที่ขึ้นรูปโดยกรรมวิธีทางกล และกลุ่มที่ขึ้นรูปโดยกรรมวิธีโลหะผง โดยมี รายละเอียดดังนี้

2.4.1 กลุ่มที่ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่ขึ้นรูปโดยกรรมวิธีทางกล Straffelini et al. [8] ได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอจากการไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่นของเหล็กกล้าไร้สนิม AISI 304L และ Duplex เกรด 2205 เคลื่อนที่ไถลบนชิ้น ทดสอบแบบจานที่ผลิตจากเหล็กเครื่องมือ AISI D3 ดำเนินการทดสอบที่ภาระกดคงที่ 12 N หรือ 1 MPa ความเร็วการไถลในช่วง 0.2-1.2 m/s และระยะไถล 5 km ผลการทดสอบพบว่า พฤติกรรมการสึกหรอในช่วงเริ่มต้นเกิดจากกลไกแบบหลุดล่อน เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้นกลไกการ สึกหรอเปลี่ยนแปลงเป็นแบบออกซิเดชันส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง โดยจุดเปลี่ยนแปลงกลไก การสึกหรอขึ้นอยู่กับความสามารถในการสร้างฟิล์มออกไซด์ป้องกันของวัสดุและความเร็วการไถล

Straffelini *et al.* [9] ได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอจากการไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่นของไททาเนียมอัลลอยโดยใช้ชิ้นทดสอบผลิตจากวัสดุชนิดเดียวกัน (self-mating) และวัสดุต่างชนิดกัน (dissimilar mating) ทำการทดสอบที่ภาระกด 50-200 N ความเร็วการไถล 0.3-0.8 m/s และระยะไถล 1770 m ซึ่งพบว่า การทดสอบทั้งสองกรณีแสดงกลไกการสึกหรอ 2 ลักษณะ คือ กลไกแบบออกซิเดชันเกิดที่ความเร็วต่ำ (0.3-0.5 m/s) และกลไกแบบหลุดล่อนเกิด ที่ความเร็วสูง (0.6-0.8 m/s) โดยในกรณีวัสดุต่างชนิดกัน อัตราการสึกหรอลุงที่ความเร็วต่ำและ ลดลงที่ความเร็วสูง ในขณะที่กรณีวัสดุชนิดเดียวกัน อัตราการสึกหรอลดลง เมื่อความเร็วต่ำและ เพิ่มขึ้นและอัตราการสึกหรอแสดงค่าต่ำสุดที่ความเร็วการไถลในช่วง 0.4-0.6 m/s ซึ่งเปลี่ยนแปลง ขึ้นอยู่กับน้ำหนักกด หลังจากความเร็วในช่วงดังกล่าวอัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลงเป็นการ สึกหรอแบบรุนแรง

Lim et al. [10, 11] ได้ศึกษากลไกการสึกหรอของ wrought steel แบบไถล ในทิศทางเดียว (unidirectional sliding) ในสภาวะไร้สารหล่อลื่น และจุดเปลี่ยนอัตราการสึกหรอ จากการสึกหรอแบบรุนแรงกลายเป็นแบบไม่รุนแรง โดยได้เสนอเป็นแผนผังกลไกการสึกหรอ ของ Ashby's map ในรูปความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอและความเร็วการไถล โดยพบว่า จุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอขึ้นอยู่กับ ภาระกด ความเร็วการไถล และระยะไถล ซึ่งส่งผล ให้กลไกและอัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลง

2.4.2 กลุ่มที่ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่ขึ้นรูปโดยวิธีโลหะผง

Guelsoy [12] ได้ศึกษาผลกระทบของการเติมผง NiB ต่อพฤติกรรมการ สึกหรอของ MIM 17-4PH แบบไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่น โดยทดสอบที่ภาระกดคงที่ 30 N หรือ 3.73 MPa ความเร็วการไถลคงที่ 2.75 m/s ระยะไถล 1-6 km ผลการทดสอบพบว่า การเพิ่ม NiB ใน MIM 17-4PH จะช่วยลดการสูญเสียมวลและอัตราการสึกหรอ เนื่องจาก NiB ช่วยลดการ เปลี่ยนรูปถาวร (plastic deformation) และลดการหลุดล่อนในลักษณะแผ่นของพื้นผิว

Kameo *et al.* [13] ได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอแบบการไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่นของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L และเกรด 17-4PH ที่ผลิตด้วยกรรมวิธีฉีดขึ้นรูป โลหะผง และผลิตด้วยกรรมวิธีทางกล เปรียบเทียบกับเหล็ก DIN 100Cr6 ขึ้นทดสอบใช้วัสดุชนิด เดียวกัน ทำการทดสอบที่ภาระกดคงที่ 12 N หรือ 1 MPa ความเร็วการไถลคงที่ 1.0 m/s ภายใน เวลา 10 ชั่วโมง (ประมาณ 36 km) ภายใต้เงื่อนไขนี้ พบว่า ในช่วงเริ่มต้นเกิดการสึกหรอแบบ รุนแรงจากกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อน หลังจากนั้นกลไกสึกหรอเปลี่ยนแปลงเป็นการสึกหรอ แบบออกซิเดชัน ส่งผลให้การสึกหรอลดลงเป็นแบบไม่รุนแรง ซึ่งเป็นผลจากการตร้างชั้นฟิล์ม ป้องกัน (protective tribofilms) และออกไซด์ของเหล็กปกคลุมผิวสึกหรอ ทำให้สัมประสิทธิ์ความ เสียดทานลดลง จากการเปรียบเทียบอัตราการสึกหรอ พบว่า เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L มีความ ต้านทานการสึกหรอต่ำสุด และเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 17-4PH มีความต้านทานการสึกหรอ ใกล้เคียงกับเหล็กเครื่องมือเกรด DIN 100Cr6 ทั้งที่เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 17-4PH มีความต้านทานการ สึกหรอดีกว่าขึ้นส่วน MIM โดยพบว่า ปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อการควบคุมการสึกหรอของขึ้นส่วน MIM คือ ความแข็ง โครงสร้างจุลภาค และกระบวนการออกซิเดชัน อย่างไรก็ตาม ควรที่จะมี การศึกษาต่อไปในเรื่องปัจจัยการเกิดออกซิเดชันที่สภาวะการทดสอบอื่น โดยในกรอบงานวิจัยนี้ สรุปได้ว่าขึ้นส่วนเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผลิตด้วยกระบวนการ MIM สามารถใช้ในการออกแบบและ ประยุกต์ใช้เป็นวัสดุสำหรับการเคลื่อนที่สัมผัส (tribomaterials)

Simchi et al. [14] ได้ศึกษาผลกระทบของความพรุนต่อพฤติกรรมการ สึกหรอแบบหลุดล่อนของ plain iron ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะผงซึ่งมีความพรุนอยู่ในช่วง 0.8-28% กับชิ้นทดสอบแบบจานผลิตจากเหล็กเกรด 100Cr6 โดยใช้ชุดทดสอบแบบ pin-on-disc ในสภาวะไร้สารหล่อลื่น ภาระกด 10-40 N ความเร็วการไถลคงที่ 0.56 m/s และระยะไถล 2.3 km โดยพบว่า รูพรุนที่ผิว (surface pore) ที่มีพฤติกรรมสามารถกักเก็บเศษการสึกหรอ (trapping effect) จะส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง เนื่องจากทำให้พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ความดัน กดและการเปลี่ยนรูปถาวรบริเวณใกล้รูพรุนลดลง นอกจากนั้น รูพรุนยังช่วยลดโอกาสการรวมตัว กันของเศษการสึกหรอกลายเป็นก้อนวัสดุแข็ง (abrasive) และขูดขีดผิวสัมผัสในระหว่างการ เคลื่อนที่ อย่างไรก็ตาม พฤติกรรมดังกล่าวขึ้นอยู่กับปริมาณความพรุน และน้ำหนักกด ซึ่งพบว่า ปริมาณความพรุนประมาณ 7-10% มีความเหมาะสมในการต้านทานการสึกหรอในสภาวะไร้สาร หล่อลื่น สำหรับวัสดุที่มีความพรุนที่น้อยกว่า 5% จะมีความต้านทานการสึกหรอสูง เนื่องจากการ เคลื่อนที่ไถลทำให้รูพรุนปิด พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้น จึงมีพฤติกรรมคล้ายกับกรณีวัสดุที่มีความพรุน ต่ำ (0.8%) จากกระบวนการขึ้นรูปแบบอัดด้วยความร้อน (hot isostatic pressing, HIP) โดยสรุป ได้ว่า อัตราการสึกหรอขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุ รูปร่างของผิวสัมผัส ความเร็วการไถล อุณหภูมิ บรรยากาศ และสิ่งแวดล้อม

Straffelini et al. [15] ได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอจากการไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่นของ PM steel ที่ความพรุน 12% และ 22.3% และอ้างอิงผลการศึกษาจากงานวิจัย อื่น ๆ ในสภาวะการใช้งานใกล้เคียงกัน โดยสรุปให้อยู่ในรูปความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทาน การสึกหรอและความเร็วการไถล เพื่อวิเคราะห์เปรียบเทียบกับแผนผังการสึกหรอของ wrought steel ใน Ashby's map [10, 11] โดยพบว่า แผนผังการสึกหรอของ PM steel คล้ายกับ wrought steel ของ Ashby's map และพบว่า PM steel ที่มีความพรุนมากกว่า 10% จะมีพฤติกรรม ต้านทานการสึกหรอได้ดี เนื่องจากสามารถกักเก็บเศษการสึกหรอได้ ในทำนองเดียวกัน การไถล ในสภาวะสารหล่อลื่น รูพรุนที่ผิวสามารถกักสารหล่อลื่นไว้ได้เช่นกัน นอกจากนั้น โครงสร้างผสม ของอัลลอยหลายชนิดใน PM steel แสดงการเปลี่ยนรูปถาวรเฉพาะที่บริเวณเฟสที่มีความนิ่ม ซึ่ง ส่งผลให้การสึกหรอเพิ่มขึ้นจากการแนบติดเฉพาะที่ นอกจากนั้น PM steel ที่ผ่านกระบวนการ steam treatment ทำให้เกิดชั้นแมกนีไตด์ (magnetite) เคลือบติดที่ผิว ส่งผลให้การสึกหรอไม่ รุนแรง ความต้านทานการสึกหรอขึ้นอยู่กับความทนทานของชั้นผิวเคลือบ และการเลือกใช้วัสดุ คู่สัมผัสที่มีโครงสร้างจุลภาคเข้ากันไม่ได้ (non-compatible counterface) และมีความแข็งสูง เช่น เหล็กหล่อ เป็นอีกทางเลือกที่ดีในการใช้งาน

Vardavoulias *et al.* [16] ได้ศึกษาผลกระทบของการเติมผงอลูมินา (Al₂O₃) และผงอิทเทรีย (Y₂O₃) ต่อพฤติกรรมการสึกหรอของ P/M 304L และ 316L แบบไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่น การทดสอบได้ดำเนินการที่ภาระกดคงที่ 10 N หรือ 0.35 MPa ความเร็วการไถล คงที่ 0.1 m/s ผลการทดสอบพบว่า สภาพพลาสติก (plasticity) ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจาก ออสเตนไนต์ (austenite) เป็นมาร์เตนไซต์ (martensite) นอกจากนั้น ยังพบว่า ผงเซรามิกและ ตัวเร่งปฏิกิริยาเผาผนึก (sintering activators : B₂Cr และ BN) ที่ใช้ในกระบวนการผลิตช่วย ปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอของชิ้นส่วน P/M โดยอนุภาคเซรามิกช่วยจำกัดการเปลี่ยน รูปแบบพลาสติกและป้องกันการสึกหรอให้กับเมตริกซ์หลักได้ ในขณะที่ตัวเร่งปฏิกิริยาเผาผนึก ช่วยลดปริมาณความพรุนสุดท้าย โดยความต้านทานการสึกหรอขึ้นอยู่กับความแข็งแรงของ

รอยต่อระหว่างเฟสของเมตริกซ์หลักและอนุภาคเซรามิก และสมบัติทางกลของอนุภาคเซรามิก Dubrujeaud *et al.* [17] ได้ศึกษาบทบาทของความพรุนของ sintered distaloy AE (ความพรุนอยู่ในช่วง 9-22%) โดยใช้ชุดทดสอบ pin-on-disc ในสภาวะไร้สาร หล่อลื่น ทดสอบที่ภาระกดคงที่ 15 N ความเร็วการไถลคงที่ 0.2 m/s ระยะไถลประมาณ 1800 m พบว่า ทุกเงื่อนไขการทดสอบเกิดกลไกการสึกหรอแบบออกซิเดชัน ในกรณีที่ชิ้นทดสอบมีความ พรุนต่ำ เหล็กออกไซด์ที่เกิดขึ้นจะรวมตัวกับเศษการสึกหรอเป็นก้อนวัสดุแข็ง ทำให้เกิดกลไกการ สึกหรอแบบขัดถูร่วมด้วย สำหรับชิ้นทดสอบที่มีปริมาณความพรุนสูง (มากกว่า 10%) และขนาด รูพรุนใหญ่กว่า 12 μm จะมีพฤติกรรมเป็นอ่างเก็บเศษการสึกหรอซึ่งส่งผลให้ความต้านทานการ สึกหรอเพิ่มขึ้น และป้องกันการเกิดการสึกหรอแบบขัดถู เนื่องจากเศษการสึกหรอที่ถูกกักไว้ใน รูพรุนทำให้พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้นส่งผลให้ความดันกดลดลง นอกจากนั้น การเปลี่ยนรูปถาวร เฉพาะที่เกิดบริเวณที่มีโครงสร้างเป็นออสเตนไนต์ (Ni) เป็นสาเหตุให้รูพรุนปิด การเชื่อมต่อของ รูพรุนทำให้เกิดรอยร้าวและการขยายตัวของรอยร้าวกลายเป็นเศษการสึกหรอ

โดยสรุปงานวิจัยที่ผ่านมา ได้มีการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอจากการไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่นของเหล็กกล้าไร้สนิมและวัสดุชนิดอื่นที่ขึ้นรูปแบบ wrought และ MIM ซึ่งการศึกษา การสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผลิตด้วย MIM เน้นที่การศึกษาผลกระทบของโครงสร้างวัสดุที่มี ผลต่อการสึกหรอมากกว่าผลกระทบของสภาวะการใช้งานที่มีต่อพฤติกรรมการสึกหรอ ทำให้ไม่ สามารถใช้เปรียบเทียบเพื่อหาข้อสรุปและทำความเข้าใจกลไกต่าง ๆ ได้ ดังนั้น งานวิจัยนี้จะ ทำการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของ wrought 316L (ความพรุน 0%) และ MIM 316L (ความพรุน 2% และ 6%) ที่ความเร็วการไถล (0.2 -2.0 m/s) และระยะไถล (2-8 km)

บทที่ 3

ระเบียบวิธีวิจัย

เพื่อศึกษาผลกระทบของความพรุน ความเร็วการไถล และระยะไถลที่มีต่อกลไกและ พฤติกรรมการสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยงานวิจัยนี้ได้ทำการทดสอบการสึกหรอใน สภาวะไร้สารหล่อลื่นกับวัสดุ 3 กลุ่ม คือ wrought 316L (ความพรุน 0%) และ MIM 316L (ความพรุน 2% และ 6%) โดยศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอที่สภาวะความเร็วการไถลและระยะไถล ต่าง ๆ กัน ผลการศึกษาที่ได้ทำให้เข้าใจกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอในสภาวะการใช้งานที่ แตกต่างกัน ซึ่งจะเป็นแนวทางในการออกแบบเลือกใช้วัสดุ เพื่อการแก้ไขและป้องกันการสึกหรอ ในชิ้นส่วน MIM ต่อไป ภาพรวมของขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยประกอบด้วย 4 ขั้นตอนหลัก แสดง ดังภาพที่ 3.1



ภาพที่ 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 การศึกษาองค์ประกอบทางเคมี โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกายภาพ และสมบัติ ทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L

3.1.1 วัสดุ

ชิ้นทดสอบแบบจานผลิตจาก wrought 316L ซึ่งผ่านการขึ้นรูปโดยวิธีการอัด ขึ้นรูป (extrusion) เป็นแท่งทรงกระบอกตัน ซึ่งถูกตรียมให้มีขนาด Ø 75 mm × 8 mm สำหรับ ชิ้นทดสอบแบบหมุดแบ่งเป็น 3 กลุ่ม คือ wrought 316L (ความพรุน 0%) ซึ่งผ่านการขึ้นรูปโดย วิธีการรีด (rolling) เป็นแผ่น (plate) และ MIM 316L ความพรุน 2% และ 6% ถูกเตรียมให้มีขนาด 6.4 × 11 × 20 mm ด้วยวิธีการกัดเซาะโลหะด้วยตัวนำไฟฟ้า (EDM) ตัวอย่างชิ้นทดสอบแบบ จานและแบบหมุดแสดงในภาพที่ 3.2 โดยชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM [2] ผลิตจากผงเหล็กกล้า ไร้สนิมเกรด 316L (ATMIX ประเทศญี่ปุ่น) ขนาดเฉลี่ย 10.9 μm ผลิตด้วยกระบวนพ่นด้วยน้ำที่ ความดันสูง (water atomization) ใช้วัสดุประสานกลุ่มเทอร์โมพลาสติก (Mold Research ประเทศญี่ปุ่น) ผลิตได้เป็นเม็ดฉีดด้วยสัดส่วนผสมระหว่างผงโลหะ 62% และตัวประสาน 38% โดยปริมาตร ใช้อุณหภูมิการเผาผนึก 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ภายใต้บรรยากาศกาซอาร์กอน





ตัวอย่างชิ้นทดสอบแบบจานและแบบหมุด (ก) ชิ้นทดสอบแบบจาน wrought 316L (ข) ชิ้นทดสอบแบบหมุด wrought 316L และ (ค) ชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L

องค์ประกอบทางเคมีและสมบัติทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L ตามมาตรฐานของสมาพันธ์อุตสาหกรรมโลหะผงแห่งอเมริกา (The Metal Powder Industrial Federation : MPIF) และมาตรฐานของสมาคมเหล็กและเหล็กกล้าแห่งอเมริกา (The American Iron and Steel Institute : AISI) แสดงในตารางที่ 2.1 และตารางที่ 2.2

3.1.2 โครงสร้างจุลภาค (Metallographic Examination)

ชิ้นทดสอบถูกนำมาเตรียมผิวโดยการขัดหยาบ (grinding) ด้วยกระดาษทราย เบอร์ P240 P320 P600 และ P1200 ตามลำดับ จากนั้นทำการขัดละเอียด (polishing) ด้วย ผงเพชรขนาด 3 ไมครอน และ 1 ไมครอนจนเรียบ และทำการกัดกรดด้วยสารละลาย V₂A ซึ่งมี ลัดส่วนของส่วนผสม กรดไฮโดรคลอลิก (HCl) : กรดไนตริก (HNO₃) : น้ำ เป็น 1 : 1 : 1 โดยปริมาตร นาน 3 นาที และใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิด inverted (Buehler inverted microscope รุ่น Axiovert 200 M) (ภาพที่ 3.3) ภาพที่ 3.4 แสดงโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 200 เท่า ทำการวิเคราะห์หาขนาดเกรน (ASTM grain size number) ขนาดรูพรุน (pore size) และ ปริมาณความพรุน (porosity) โดยใช้โปรแกรม Image Analyzer



ภาพที่ 3.3 กล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิด inverted

3.1.3 สมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกล

การศึกษาสมบัติทางกายภาพของชิ้นทดสอบ MIM 316L และ wrought 316L ถูกนำมาวัดความหนาแน่น (bulk density) โดยใช้หลักการแทนที่น้ำของอาร์คิมีดีส ตามมาตรฐาน ASTM B311-93 [18] ชั่งน้ำหนักในอากาศและน้ำหนักในน้ำ ด้วยเครื่องชั่งดิจิตอล (Mettler Toledo รุ่น AB304-S) ดังแสดงในภาพที่ 3.4 ซึ่งความหนาแน่นของชิ้นงานที่วัดสามารถคำนวณ ได้ดังสมการที่ (3.1)

$$\rho = \left(\frac{W_a}{W_a - W_w}\right) \cdot \rho_w \tag{3.1}$$

- โดยที่ ho คือ ความหนาแน่นของชิ้นงาน (g/cm 3)
 - W_a คือ น้ำหนักของชิ้นงานในอากาศ (g)
 - W คือ น้ำหนักของชิ้นงานในน้ำโดยไม่รวมน้ำหนักของอุปกรณ์จับ (g)
 - ho_w คือ ความหนาแน่นของน้ำ ซึ่งในการทดสอบนี้อุณหภูมิของน้ำประมาณ 22 °C (ho_{22^0c} = 0.9978 g/cm³)

การศึกษาสมบัติทางกลของชิ้นทดสอบ MIM 316L และ wrought 316L ถูก นำมาทดสอบความแข็งตามมาตรฐาน ASTM E92-82 [19] ด้วยเครื่องวัดความแข็งในหน่วย วิกเกอร์ส โดยใช้เครื่องทดสอบความแข็ง (Buehler hardness tester) ทดสอบที่น้ำหนักกด 10 kg เวลากด 20 s และอัตราการให้แรงกด 70 μm/s





ภาพที่ 3.4 (ก) การชั่งน้ำหนักชิ้นงานในอากาศ และ (ข) การชั่งน้ำหนักชิ้นงานในน้ำ

3.2 การทดสอบการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอในงานวิจัยนี้ เป็นการเคลื่อนที่ไถลในสภาวะไร้สารหล่อลื่นโดย ใช้ชุดทดสอบแบบ pin-on-disc (Phoenix Tribology: TE88) โดยชิ้นทดสอบแบบจานจะถูกขับให้ เคลื่อนที่สัมผัสกับชิ้นทดสอบแบบหมุดซึ่งอยู่กับที่ แสดงดังภาพที่ 3.5 วิธีการทดสอบอ้างอิงตาม มาตรฐานการทดสอบการสึกหรอ ASTM G99-05 [20] ดำเนินการทดสอบภายในห้องปรับ อากาศ อุณหภูมิ 25 ± 2°C ความชื้นสัมพัทธ์ 60 ± 5% RH

ก่อนการทดสอบชิ้นทดสอบแบบหมุดและชิ้นทดสอบแบบจาน ถูกนำไปผ่านขั้นตอน การเตรียมผิวและวัดความหยาบผิวด้วยเครื่องวัดความหยาบผิว (Mitutoyo roughness tester) ความละเอียด 0.01 μm (ภาพที่ 3.6) ในงานวิจัยนี้ได้กำหนดให้ความหยาบผิวของชิ้นทดสอบ 0.2 μm (R_a) เป็นเงื่อนไขเริ่มต้นของการทดสอบ เพื่อศึกษาผลกระทบของความเร็วการไถลต่อ กลไกและพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L กำหนดให้ทดสอบภายใต้ภาระกดคงที่ 1 MPa หรือ 70 N และเปลี่ยนแปลงความเร็วการไถลในช่วง 0.2-2.0 m/s ทดสอบที่ระยะไถล 2 km และ 8 km (ทำการทดสอบซ้ำภายใต้เงื่อนไขการทดสอบเดิม 3 ครั้ง)



ภาพที่ 3.5 (ก) ชุดทดสอบแบบ pin-on-disc (ข) ภาพขยายชิ้นทดสอบแบบจานเคลื่อนที่สัมผัสชิ้นทดสอบ แบบหมุด



ภาพที่ 3.6 เครื่องวัดความหยาบผิว

3.3 การวัดการสึกหรอ

ในงานวิจัยนี้ทำการวัดการสึกหรอจากการเปลี่ยนแปลงมวลโดยตรง และจากการ เปลี่ยนแปลงการสึกหรอทางอ้อมของสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน อุณหภูมิ และระยะสึกหรอ ระหว่างการเคลื่อนที่ไถล ซึ่งข้อมูลนี้ช่วยในการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงกลไกการสึกหรอใน ระหว่างการทดสอบ

การเปลี่ยนแปลงมวล วัดโดยการชั่งมวลที่สูญหายไปของชิ้นทดสอบแบบหมุดก่อน การทดสอบและหลังสิ้นสุดการทดสอบด้วยเครื่องชั่งดิจิตอล (Mettler Toledo รุ่น AB204) ความละเอียด 0.1 mg และนำมาคำนวณหาอัตราการสึกหรอจำเพาะ (specific wear rate, *W*,) ซึ่งคำนวณได้จากสมการที่ (3.2)

$$W_s = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot F_N} \tag{3.2}$$

โดย Δm คือ มวลที่สึกหรอไปของชิ้นทดสอบแบบหมุดหลังสิ้นสุดการทดสอบ (mg)

- ho คือ ความหนาแน่นของ MIM 316L (g/mm 3)
- S คือ ระยะไถล (m)
- *F_N* คือ น้ำหนักกด (N)

การเปลี่ยนแปลงการสึกหรอทางอ้อม วัดโดยแรงเสียดทานและอุณหภูมิซึ่งถูกบันทึก ค่าอย่างต่อเนื่องตลอดช่วงการทดสอบการสึกหรอด้วยโหลดเซลและเทอร์โมคัปเปิลชนิด K ซึ่งต่อ เข้ากับชุดควบคุมของเครื่องทดสอบการสึกหรอและใช้โปรแกรม Compend 2000 ในการเก็บ ข้อมูล และใช้ชุดทรานสดิวเซอร์วัดระยะสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุดที่เกิดขึ้นตลอดช่วงการ ทดสอบ ภาพที่ 3.7 แสดงชุดทรานสดิวเซอร์วัดระยะสึกหรอ ซึ่งประกอบด้วยแผ่นสปริงที่ติดตั้ง สเตรนเกจและวงจรบริดจ์ เครื่องขยายสัญญาณ และชุดเก็บข้อมูล (รายละเอียดการต่อวงจรบริดจ์ แสดงไว้ในภาคผนวก ง) โดยผลที่ได้จากการวัดการเปลี่ยนแปลงการสึกหรอทางอ้อมทั้งหมดจะ นำมาวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงกลไก และพฤติกรรมการสึกหรอควบคู่กับอัตราการสึกหรอที่ได้ จากการเปลี่ยนแปลงมวลโดยตรงภายใต้เงื่อนไขการทดสอบที่กำหนด



ภาพที่ 3.7 (ก) ชุดทรานสดิวเซอร์วัดระยะสึกหรอ (ข) เครื่องขยายสัญญาณ และชุดเก็บข้อมูล

3.4 การวิเคราะห์พื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ

พื้นผิวสึกหรอ (worn surfaces) และเศษการสึกหรอ (wear debris) หลังสิ้นสุดการ ทดสอบถูกนำมาวิเคราะห์พฤติกรรมการสึกหรอ โดยแบ่งพื้นที่การวิเคราะห์เป็น 2 ส่วน

3.4.1 บนพื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ

โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Buehler inverted microscope รุ่น Axiovert 200 M) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิง (JEOL Scanning Electron Microscope (SEM) รุ่น JSM-5410LV) ตรวจสอบลักษณะร่องรอยสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบ หมุด ชิ้นทดสอบแบบจาน และเศษการสึกหรอ และใช้มาตรวัดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (SHIMADZU X-ray Diffractometer รุ่น XRD-6000) ในการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกของเศษ การสึกหรอ

3.4.2 บนภาคตัดการสึกหรอ (worn cross-section) ในแนวขนานการเคลื่อนที่ ไถล

หลังการวิเคราะห์ตามหัวข้อ 3.4.1 เสร็จสิ้น ชิ้นทดสอบแบบหมุด ถูกนำไปขึ้น เรือนบนเรซินและทำการเตรียมผิวตามขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในข้อ 3.1.2 โดยใช้ กล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิง เพื่อตรวจสอบโครงสร้าง จุลภาคของภาคตัดการสึกหรอที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร ลักษณะรอยร้าวที่ผิว (surface crack) และรอยร้าวใต้ผิว (subsurface crack) และตรวจสอบกระบวนการเกิดความแข็งจากความเครียด (strain hardening) บริเวณใต้ผิว โดยใช้เครื่องวัดความแข็ง (Matsuzawa digital microhardness tester รุ่น MTX-CX) ในหน่วยวิกเกอร์ส ใช้น้ำหนักกด 100 g และระยะเวลากด 10 s

บทที่ 4

ผลและการวิเคราะห์

ผลการศึกษาถูกแบ่งออกเป็น 2 ส่วน ในส่วนแรก คือ ผลที่ได้จากการศึกษาและ ตรวจสอบสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิม wrought 316L และ MIM 316L ความพรุน 2% และ 6% ซึ่งประกอบด้วย องค์ประกอบทางเคมี โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกล ของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

ผลจากการศึกษาส่วนที่สอง คือ ผลที่ได้จากการทดสอบการสึกหรอของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L ความพรุน 2% ซึ่งแบ่งเป็นผลเชิงตัวเลขและผลเชิงคุณภาพ ในส่วนของผล เชิงตัวเลขได้จากการวัดและการคำนวณ ซึ่งประกอบด้วย ระยะสึกหรอ อัตราการสึกหรอจำเพาะ สัมประสิทธิ์ความเสียดทานและอุณหภูมิ และผลเชิงคุณภาพได้จากการวิเคราะห์รอยสึกหรอด้วย กล้องจุลทรรศน์ ซึ่งประกอบด้วย ลักษณะพื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ การเปลี่ยนรูปใต้ผิว การสึกหรอ ลักษณะรอยร้าวที่ผิวและรอยร้าวใต้ผิวสึกหรอ

ผลส่วนสุดท้าย เป็นการศึกษาผลกระทบของความพรุนต่อการสึกหรอ โดยทำการ เปรียบเทียบอัตราการสึกหรอระหว่าง MIM 316L ความพรุน 2% และความพรุน 6% และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ที่ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s

ผลการศึกษาจะถูกนำมาวิเคราะห์ เพื่อความเข้าใจถึงผลกระทบของความพรุน ความเร็วการไถล และระยะไถลที่มีต่อกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอของเหล็กกล้าไร้สนิม และ ความรู้ที่ได้จะเป็นประโยชน์ในการออกแบบและการป้องกันการสึกหรอให้เหมาะสมกับการ เลือกใช้วัสดุ และสภาวะการใช้งาน

4.1 องค์ประกอบทางเคมี โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L

4.1.1 องค์ประกอบทางเคมี

ผลจากการศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นทดสอบ MIM 316L ได้มีการ วิเคราะห์แล้วจากห้องปฏิบัติการฉีดขึ้นรูปโลหะผง (เอ็มเทค) ที่ได้ให้การสนับสนุนชิ้นทดสอบ MIM 316L ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องตามมาตรฐาน MPIF 35 และในส่วนขององค์ประกอบทางเคมีของ wrought 316L ได้นำไปวิเคราะห์ด้วยเครื่อง emission spectrometer รุ่น ARCMET 8000 ผลการวิเคราะห์ได้จากค่าเฉลี่ยในการวิเคราะห์ชิ้นทดสอบ 3 ตำแหน่ง ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องตาม มาตรฐาน AISI 316L องค์ประกอบทางเคมีของชิ้นทดสอบ MIM 316L และ wrought 316L แสดง ดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1
องค์ประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม MIM 316L และ wrought 316L

	Composition, w.t.%										
Material	Fe	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Cu	0
SUS 316L	-										
[2]	Bal.	0.024	0.81	0.80	0.019	0.009	12.53	16.49	2.10	0.03	0.34
(ATMIX®)											
wrought						1		1	1		
316L	Bal.	0.017	0.282	1.428	0.028	0.027	10.77	16.72	2.313	0.319	-
(specimen)											

4.1.2 โครงสร้างจุลภาค

ชิ้นทดสอบ wrought 316L และ MIM 316L สำหรับการวิเคราะห์โครงสร้าง จุลภาคตามข้อ 3.1.2 โดยภาพที่ 4.1 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างพื้นผิวก่อนการกัดกรดของ ชิ้นทดสอบแบบหมุด wrought 316L ความพรุน 0% และ MIM 316L ความพรุน 2% และ 6% เพื่อ ใช้สำหรับการวิเคราะห์ขนาดรูพรุนและปริมาณความพรุนโดยเทคนิค Image Analyzer ชิ้นทดสอบหลังการกัดกรดแสดงโครงสร้างจุลภาคแบบออสเตนนิติกทวินเกรน ภาพที่ 4.2 แสดง ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคเพื่อใช้ในการวิเคราะห์หาขนาดเกรน (ASTM grain size number) โดย เทคนิค Image Analyzer ตามมาตรฐาน ASTM E1382-97 [21] ในการคำนวณหาขนาดเกรนใน หน่วยความยาว (mean lineal intercept distance) สามารถคำนวณได้ดังสมการ (4.1)

$$G = \left(-6.643856 Log\bar{l}\right) - 3.288 \tag{4.1}$$

ที่ซึ่ง G คือ ASTM grain size number

 \bar{l} คือ mean lineal intercept distance (μ m)

ผลจากการวิเคราะห์ ขนาดรูพรุน ปริมาณความพรุน และขนาดเกรน พบว่า ชิ้นทดสอบ wrought 316L มีปริมาณความพรุน 0% และขนาดเกรนเฉลี่ย 20 μm (*G* = 8) สำหรับชิ้นทดสอบ MIM 316L ชุดที่ 1 มีขนาดรูพรุนเฉลี่ย 2.7 μm ปริมาณความพรุนประมาณ 2% โดยพื้นที่ และขนาดเกรนเฉลี่ย 36 μm (*G* = 6) และชุดที่ 2 มีขนาดรูพรุนเฉลี่ย 4.1 μm ปริมาณความพรุนเฉลี่ยประมาณ 6% โดยพื้นที่ และขนาดเกรนเฉลี่ย 40 μm (*G* = 6.3)





ภาพที่ 4.1 โครงสร้างพื้นผิวก่อนการกัดกรดของชิ้นทดสอบแบบหมุด (ก) wrought 316L ความพรุน 0% (ข) MIM 316L ความพรุน 2% และ (ค) MIM 316L ความพรุน 6%



ภาพที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการกัดกรดของชิ้นทดสอบแบบหมุด (ก) wrought 316L ความพรุน 0% (ข) MIM 316L ความพรุน 2% และ (ค) MIM 316L ความพรุน 6%

4.1.3 สมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกล

ผลจากการทดสอบความหนาแน่นและความแข็งตามข้อ 3.1.3 พบว่า ชิ้น ทดสอบแบบหมุด MIM 316L ความพรุน 2% โดยพื้นที่ มีความแข็งเฉลี่ย 98 HV10 และ MIM 316L ความพรุน 6% โดยพื้นที่ มีความแข็งเฉลี่ย 95 HV10 โดยชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L ทั้ง 2 กลุ่ม มีความหนาแน่นเฉลี่ยเท่ากัน 7.47 g/cm³ และชิ้นทดสอบแบบหมุด wrought 316L ซึ่ง ผ่านการขึ้นรูปโดยวิธีการรีด (rolling) มีความแข็งเฉลี่ย 140 HV10 ในขณะที่ชิ้นทดสอบแบบจาน wrought 316L ผ่านการขึ้นรูปโดยวิธีการอัดขึ้นรูป (extrusion) มีความแข็งเฉลี่ย 250 HV10 (บริเวณ track ที่ใช้ทดสอบ) โดยชิ้นทดสอบ wrought 316L ทั้ง 2 มีความหนาแน่นเฉลี่ยเท่ากัน 7.94 g/cm³ ดังแสดงในตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4	1.2
------------	-----

สมบัติทางกายภาพและทางกลของ MIM 316L และ wrought 316L

Material	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Apparent Hardness (HV 10)	Density (kg/m ³)
MIM 316I	526 [2]	210 [2]	80 [2]	98 (2% porosity)	7 / 7
	520 [2]		00 [2]	95 (6% porosity)	7.47
wrought 316L	552	250	80	140 (pin)	7 95
(AISI 316L)	552	230	00	250 (disc)	1.95

4.2 อัตราการสึกหรอจำเพาะ



ภาพที่ 4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะสึกหรอและระยะไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%)

ภาพที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างระยะสึกหรอและระยะไถล ของชิ้นทดสอบแบบ หมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s โดยระยะสึกหรอของชิ้น ทดสอบแบบหมุดเป็นค่าเฉลี่ยที่ได้จากการทดสอบซ้ำภายใต้เงื่อนไขเดิม ซึ่งถูกบันทึกด้วย ทรานสดิวเซอร์วัดระยะสึกหรอตลอดช่วงการทดสอบ โดยพบว่า ระยะสึกหรอที่ความเร็วการไถล ระดับต่าง ๆ มีความสัมพันธ์แบบเชิงเส้นกับระยะไถลในช่วง 2 km ซึ่งแสดงว่า พฤติกรรมการ สึกหรอภายใต้ความเร็วการไถลแต่ละระดับถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอเดิมเพียงกลไกเดียว ตลอดช่วงระยะไถล 2 km

ในทำนองเดียวกัน เมื่อเพิ่มระยะไถลเป็น 8 km และทำการทดสอบที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s ระยะสึกหรอยังคงเป็นเชิงเส้นและมีอัตราการสึกหรอ (ความชัน) ใกล้เคียงกับที่ระยะไถลในช่วง 2 km (ภาพที่ 4.4) จากผลที่ได้สรุปได้ว่า ไม่มีการเปลี่ยนแปลง กลไกการสึกหรอเกิดขึ้นตลอดช่วงระยะไถล 8 km เช่นกัน



ภาพที่ 4.4 ความสัมพันธ์ระหว่างระยะสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และ 8 km





ในที่นี้ การคำนวณหาอัตราการสึกหรอจะพิจารณาเฉพาะในส่วนของชิ้นทดสอบแบบ หมุด เนื่องจากมวลที่สูญหายไปของชิ้นทดสอบแบบจานมีค่าน้อยกว่า 1% ของมวลของชิ้น ทดสอบแบบหมุด ซึ่งแสดงว่า การสึกหรอเกิดขึ้นที่ชิ้นทดสอบแบบหมุดเป็นหลัก ภาพที่ 4.5 แสดง ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอจำเพาะ และความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km โดยพบว่า อัตราการสึกหรอจำเพาะแบ่งออกเป็น 2 ช่วง คือ ช่วง 0.2-0.6 m/s การสึกหรอมีค่าลดลง ในขณะที่ช่วง 0.6-2.0 m/s การสึกหรอมีค่า เพิ่มขึ้น โดยที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s มีค่าอัตราการสึกหรอจำเพาะต่ำสุดและแสดงจุดเปลี่ยน กลไกการสึกหรอที่แตกต่างกัน 2 ช่วง

4.3 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานและอุณหภูมิ

เนื่องจากความเสียดทานและอุณหภูมิเป็นปัจจัยที่ใช้ตรวจสอบพฤติกรรมการสึกหรอ ทางอ้อม ซึ่งช่วยอธิบายกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอที่เกิดขึ้นตลอดช่วงการทดสอบภายใต้ เงื่อนไขการทดสอบเฉพาะ ดังนั้น ในการพิจารณาแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงของปัจจัยทั้ง 2 ในที่นี้ จะพิจารณาให้สอดคล้องกับแนวโน้มของอัตราการสึกหรอ ซึ่งแบ่งออกเป็น 2 ช่วง (ภาพที่ 4.5)

4.3.1 สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน

ภาพที่ 4.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์ความเสียดทานและระยะ ใถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s โดย พบว่า สัมประสิทธิ์ความเสียดทานขึ้นอยู่กับระยะไถล โดยมีค่าสูงในช่วงเริ่มต้น (initial state) และ ไม่คงที่ (fluctuation) ลักษณะดังกล่าวแสดงปรากฏการณ์ของ stick-slip ซึ่งเป็นลักษณะ พฤติกรรมของการแนบติด เนื่องจากชิ้นทดสอบทั้งคู่ผลิตจากเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เหมือนกันจึง สามารถเข้ากันได้ดีทางโครงสร้าง นอกจากนั้น ลักษณะโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC ซึ่งจัดเป็น วัสดุเหนียวทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปได้ง่าย และสภาพความหยาบของพื้นผิวเริ่มต้นใกล้เคียงกัน ทำให้สภาพพื้นผิวสัมผัสแนบสนิทกันได้ดี (conforming) ส่งผลให้กระบวนการสร้างพันธะแนบติด ระหว่างคู่ผิวสัมผัสเกิดได้แข็งแรง โดยกระบวนการดังกล่าวนี้สามารถเกิดขึ้นได้ทันทีที่อุณหภูมิต่ำ จนถึงอุณหภูมิปานกลาง [7] อย่างไรก็ตาม เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้น การตอบสนองของสภาพพื้นผิว สึกหรอต่อปัจจัยต่าง ๆ ปรับเข้าสู่สภาวะสมดุล ส่งผลให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานจะปรับลดลง จนกระทั่งคงที่เข้าสู่สภาวะสมดุล (steady state)

แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์ความเสียดทานและ ภาพที่ 4.7 ความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km โดย แสดงเป็นค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ยของช่วงเริ่มต้นและช่วงสมดุล ในการพิจารณาจะ แบ่งเป็น 2 ช่วงให้สอดคล้องกับพฤติกรรมการสึกหรอ คือ ช่วงความเร็วไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) พบว่า สัมประสิทธิ์ความเสียดทานในช่วงเริ่มต้นและช่วงสมดุล มีแนวโน้มลดลงตามความเร็วการ ้ ไถล ในขณะที่ช่วงความเร็วไถลสูง (0.8-2.0 m/s) สัมประสิทธิ์ความเสียดทานไม่ขึ้นอยู่กับความเร็ว เนื่องจากพฤติกรรมการสึกหรอในช่วงความเร็วไถลสูงถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอ การไถล ที่แตกต่างจากพฤติกรรมในช่วงความเร็วไถลต่ำ โดยพฤติกรรมการสึกหรอในช่วงความเร็วไถลต่ำ ส่งผลให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าสูง ถูกควบคุมโดยกลไกการแนบติด (adhesion) ้ในขณะที่สัมประสิทธิ์ความเสียดทานกลับไม่แสดงบทบาทต่อพฤติกรรมการสึกหรอในช่วง ความเร็วไถลสูง โดยสังเกตได้จากสัมประสิทธิ์ความเสียดทานในช่วงเริ่มต้นมีค่าต่ำและใกล้เคียง กับช่วงสมดุล ทั้งที่อัตราการสึกหรอจำเพาะแสดงแนวโน้มเพิ่มขึ้น พฤติกรรมดังกล่าวยืนยันว่า การสึกหรอถูกควบคุมด้วยปัจจัยอื่นที่แตกต่างจากที่ความเร็วการไถลต่ำ



ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์ความเสียดทานและระยะไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล (ก) 0.2 – 0.6 m/s และ (ข) 0.8 – 2.0 m/s





ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์ความเสียดทานและความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km

4.3.2 อุณหภูมิ

ภาพที่ 4.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและระยะไถลของชิ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s โดยพบว่า อุณหภูมิมี แนวโน้มเพิ่มขึ้นตามระยะไถลและความเร็วการไถล โดยอุณหภูมิจะมีค่าคงที่เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้น ค่าหนึ่ง ยกเว้นที่ความเร็วการไถล 1.6 m/s และ 2.0 m/s พบว่า อุณหภูมิมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง จนสิ้นสุดการทดสอบ

จากงานวิจัยของ Hirst and Lancaster [22] ได้มีการศึกษาผลกระทบของ ความเร็วการไถลและอุณหภูมิวิกฤติที่ผิวสึกหรอซึ่งมีผลต่อจุดเปลี่ยนการสึกหรอ (transition) ใน ทองเหลือง โดยพบว่า เมื่ออุณหภูมิวิกฤติของผิวสึกหรอเพิ่มขึ้นสูงกว่า 100°C ส่งผลให้การสึกหรอ รุนแรงขึ้น เนื่องจากผลกระทบทางความร้อนทำให้วัสดุอ่อนตัว (thermal softening) ในทำนอง เดียวกัน Alpas *et al.* [23-25] ได้ศึกษาผลกระทบทางความร้อนจากการไถลของอลูมิเนียม อัลลอยในสภาวะไร้สารหล่อลื่น โดยพบว่า จุดเปลี่ยนการสึกหรอและอัตราการสึกหรอที่ เปลี่ยนแปลงจากแบบไม่รุนแรงกลายเป็นการสึกหรอแบบรุนแรงที่อุณหภูมิประมาณ 125°C (ประมาณ 0.4 เท่าของอุณหภูมิหลอมเหลว) อย่างไรก็ตาม จุดเปลี่ยนการสึกหรอขึ้นอยู่กับหลาย ปัจจัย เช่น น้ำหนักกด ระยะไถล สัมประสิทธิ์การนำความร้อนของวัสดุคู่สัมผัส หรือแม้แต่ลักษณะ ้โครงสร้างวัสดุที่แตกต่างกันก็ส่งผลให้จุดเปลี่ยนการสึกหรอแตกต่างกัน ตัวอย่างเช่น ในงานของ Rodriguez *et al.* [26] ได้วิจัยกับอลูมิเนียมที่เสริมความแข็งแรงด้วยผงอลูมินา พบจุดเปลี่ยนการ สึกหรอที่อุณหภูมิสูงกว่า 170°C นอกจากนั้น อุณหภูมิที่วัดในการทดสอบเป็นอุณหภูมิของ ชิ้นทดสอบ (bulk temperature) ซึ่งมีค่าน้อยกว่าอุณหภูมิที่ผิวสัมผัสจริง (contact temperature) เช่น ในงานของ Dubrujeaud *et al.* [17] พบกลไกการสึกหรอแบบออกซิเดชันใน PM alloy steel โดยปรากฦเหล็กออกไซด์ผสมอยู่กับเศษการสึกหรอ ทั้งที่อุณหภูมิของชิ้นทดสอบที่วัดได้อยู่ในช่วง 50-70°C ในขณะที่อุณหภูมิที่ผิวสัมผัสจริงที่ทำให้เกิดเหล็กออกไซด์ควรอยู่ประมาณ 200°C [27] จากผลงานวิจัยที่กล่าวมา พอจะสรุปได้ว่า การเปลี่ยนแปลงชนิดของวัสดุคู่สัมผัส ภาระกด ้ความเร็วการไถล เวลาหรือระยะไถล ส่งผลให้อุณหภูมิผิวสัมผัสเปลี่ยนแปลง โดยอุณหภูมิที่ เปลี่ยนแปลงภายใต้เงื่อนไขการใช้งานจะส่งผลให้สมบัติของวัสดุไม่คงที่ ทำให้กลไกการสึกหรอ เปลี่ยนแปลง ดังนั้น อุณหภูมิจึงเป็นตัวกำหนดจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ ในงานวิจัยนี้ ได้แบ่ง ช่วงอุณหภูมิที่ส่งผลกระทบต่อการเปลี่ยนแปลงกลไกการสึกหรอให้สอดคล้องกับช่วงเปลี่ยนแปลง แนวโน้มของอัตราการสึกหรอจำเพาะ โดยภาพที่ 4.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและ ความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km (อุณหภูมิที่แสดง คือ ค่าเฉลี่ยในช่วงสุดท้ายของการทดสอบที่ระยะไถล 2 km) โดยพบว่า ช่วง ความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) อุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุดมีค่าอยู่ในช่วง 35-55°C ในขณะที่ช่วงความเร็วการไถลสูง (0.6-2.0 m/s) อุณหภูมิอยู่ในช่วง 55-118°C โดยจุด เปลี่ยนแปลงกลไกการสึกหรอเกิดที่อุณหภูมิ 55°C หรือ 0.6 m/s

โดยทั่วไป อุณหภูมิพื้นผิวสึกหรอขึ้นอยู่กับ ความเสียดทาน ภาระกด ความเร็ว การไถล และสัมประสิทธิ์การนำความร้อนของวัสดุคู่สัมผัส อย่างไรก็ตาม ความร้อนที่เกิดขึ้น ประมาณ 90% เกิดจากแรงเสียดทานระหว่างผิวสัมผัสเป็นหลัก ในงานวิจัยนี้ เมื่อพิจารณาผลของ อุณหภูมิร่วมกับแนวโน้มของอัตราการสึกหรอ (ภาพที่ 4.5) และสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (ภาพที่ 4.7) พบว่า ในช่วงความเร็วการไถลต่ำ สัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าสูง ในขณะที่ อุณหภูมิที่วัดได้มีค่าค่ำ แต่กลับส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเป็นผลเนื่องจาก ระดับของกลไกการแนบติดที่ลดลง เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ในขณะที่ช่วงความเร็วการไถลสูง สัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าต่ำ แต่อุณหภูมิที่วัดได้กลับมีค่าสูง เนื่องจากเวลาในการถ่ายเท ความร้อนลดลง ทำให้การสะสมความร้อนภายในเนื้อวัสดุสูงขึ้น ส่งผลให้ความแข็งแรงของวัสดุ ลดลง อัตราการสึกหรอจึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น จากผลที่ได้ สรุปได้ว่า ระดับการแนบติดและอุณหภูมิ มีอิทธิพลในการกำหนดพฤติกรรมการสึกหรอภายใต้เงื่อนไขการทดสอบนี้ แม้ว่าอุณหภูมิของชิ้น ทดสอบที่วัดได้จะมีค่าต่ำ แต่จากงานวิจัยที่กล่าวข้างต้น แสดงว่าอุณหภูมิที่ผิวสัมผัสจริงมีค่าสูง กว่าอุณหภูมิที่วัดได้อยู่มาก ซึ่งอาจส่งผลให้สมบัติและพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเปลี่ยนแปลง



ภาพท 4.8 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและระยะไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%)



ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km

4.4 ลักษณะพื้นผิวสึกหรอและเศษการสึกหรอ

4.4.1 พื้นผิวสึกหรอ

ภาพที่ 4.10 และ ภาพที่ 4.11 แสดงภาพถ่ายอิเล็กตรอนพื้นผิวสึกหรอของชิ้น ทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) และชิ้นทดสอบแบบจาน wrought 316L หลังจาก สิ้นสุดการทดสอบ ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s โดย พบว่า ที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s พื้นผิวสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด (ภาพที่ 4.10 ก) และ ชิ้นทดสอบแบบจาน (ภาพที่ 4.11 ก) มีลักษณะของ shear tongue หนา ทำให้เกิดเศษการ สึกหรอในลักษณะแผ่น โดยรอยร้าวเริ่มจากด้านปลายขอบของยอดสูง (asperity) และขยายตัว ตามทิศทางการเคลื่อนที่ไถลสู่ด้านหน้าของยอดสูงที่สัมผัส และบริเวณพื้นผิวใกล้เคียง shear tongue แสดงลักษณะพื้นผิวที่ถูกเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเสียดทาน (ภาพที่ 4.10 ข) ลักษณะ โหมดความเสียหายดังกล่าวเป็นลักษณะเด่นของกลไกการแนบติด ส่งผลให้สัมประสิทธิ์ความ เสียดทานสูง (ภาพที่ 4.7) การเคลื่อนที่ทำให้เกิดแรงดึงส่วนที่ติดแน่นและฉีกขาดส่วนที่อ่อนแอ ออกจากกันกลายเป็นเศษการสึกหรอ

ในขณะที่ 2.0 m/s พื้นผิวสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด (ภาพที่ 4.10 จ-ฉ) และชิ้นทดสอบแบบจาน (ภาพที่ 4.11 ค) แสดงลักษณะร่อง (groove) ขนานตามทิศทางการ เคลื่อนที่ไถล ลักษณะดังกล่าวเป็นลักษณะเด่นของโหมดความเสียหายจากการสึกหรอแบบขัดถู ซึ่งเกิดได้ 2 ลักษณะ คือ ลักษณะแรกเกิดจากพื้นผิวที่แข็งกว่าขัดถูบนพื้นผิวที่อ่อนกว่าในระหว่าง การเคลื่อนที่ไถล หรือเรียกว่า การขัดถูชนิดสองเนื้อ เมื่อพิจารณาความแข็งเริ่มต้นของชิ้นทดสอบ พบว่า ความแข็งเริ่มต้นของชิ้นทดสอบแบบจานสูงกว่าชิ้นทดสอบแบบหมุดประมาณ 2.5 เท่า และจากผลกระทบของการเปลี่ยนรูปถาวรเฉพาะที่บริเวณยอดสูงที่สัมผัสกัน ทำให้เกิด กระบวนการเพิ่มความแข็งจากความเครียด (strain hardening) การเคลื่อนที่ไถลทำให้ยอดสูง ของชิ้นทดสอบแบบจานที่แข็งกว่าขัดถูพื้นผิวที่อ่อนกว่าของชิ้นทดสอบแบบหมุด ส่งผลให้เกิดร่อง ขนานตามแนวการเคลื่อนที่บนผิวสึกหรอ ลักษณะที่สองเกิดจากก้อนอนุภาคแข็งเกิดจากการ เกี่ยวดึงระหว่างยอดสูงที่แข็งขึ้นในระหว่างการเคลื่อนที่ ทำให้เกิดการแตกหักกลายเป็นก้อน อนุภาคแข็งขัดถูพื้นผิวส์มผัสเกิดเป็นร่องบนผิวสึกหรอได้เช่นกัน สำหรับที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s ซึ่งเป็นจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ (เมื่อ

พิจารณาจากค่าอัตราการสึกหรอต่ำสุด) มีรูปร่างผสมระหว่างความเร็วการไถลต่ำสุด (0.2 m/s) และความเร็วการไถลสูงสุด (2.0 m/s) ดังแสดงในภาพที่ 4.10 ค-ง และ 4.11 ข)



ภาพที่ 4.10 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนพื้นผิวสึกหรอที่กำลังขยายต่ำและกำลังขยายสูงของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก-ข) 0.2 m/s (ค-ง) 0.6 m/s และ (จ-ฉ) 2.0 m/s





4.4.2 เศษการสึกหรอ

ภาพที่ 4.12 แสดงภาพถ่ายอิเล็กตรอนเศษการสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบ หมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) หลังจากสิ้นสุดการทดสอบ ที่ระยะไถล 2 km และความเร็ว การไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s โดยพบว่า ที่ความเร็วการไถลทั้งสามระดับ เศษการ สึกหรอส่วนมากมีลักษณะเป็นแผ่น (plate-like shape) คละกับบางส่วนที่มีลักษณะเป็นก้อนเล็ก เมื่อเปรียบเทียบเศษการสึกหรอระหว่างความเร็วการไถล 0.2 m/s และ 2.0 m/s ที่ภาพถ่าย กำลังขยายสูง (ภาพที่ 4.13) พบว่า เศษการสึกหรอที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s มีรูปร่างเป็นแผ่น ใหญ่และหนา โดยมีการรวมตัวและเกาะติดของเศษการสึกหรอขนาดเล็กเข้าด้วยกันเป็นบางส่วน (ภาพที่ 4.13 ก) และเศษการสึกหรอที่มีลักษณะเป็นก้อนเล็กและหนา (ภาพที่ 4.13 ข) ซึ่งเกิดจาก การฉีกขาดของ shear tongue (ภาพที่ 4.10 ก) เป็นชิ้นย่อย ๆ จากลักษณะของเศษการสึกหรอ ทั้งสองที่กล่าวมาสอดคล้องกับลักษณะการเกิด shear tongue บนพื้นผิวสึกหรอซึ่งได้อธิบายแล้ว ใน 4.3.1 จึงสรุปได้ว่า เศษการสึกหรอที่ความเร็วการไถลต่ำนี้เกิดจากกลไกการสึกหรอแบบ หลุดล่อนจากการแนบติด (adhesion induced delamination wear)

ในขณะที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s ภาพที่ 4.13 (ค) แสดงภาพขยายของ ลักษณะเศษการสึกหรอที่มีรูปร่างเป็นแผ่นใหญ่ บาง และมีขอบคม นอกจากนั้นบน พื้นผิวเศษการ สึกหรอปรากฏร่องในทิศทางเดียวกับบนพื้นผิวสึกหรอ (ภาพที่ 4.10 ข) ในทำนองเดียวกับเศษการ สึกหรอที่มีรูปร่างเป็นแผ่นขนาดเล็ก (ภาพที่ 4.13 ง) ปรากฏลักษณะเดียวกัน โดยลักษณะ ดังกล่าวแสดงลักษณะของเศษการสึกหรอที่เกิดจากยอดสูงที่แข็งตัดพื้นผิวสึกหรอที่อ่อนกว่าขาด ออกจากกันในลักษณะของการขัดถูชนิดสองเนื้อ โดยไม่มีร่องรอยการรวมตัวของเศษการสึกหรอ เหมือนลักษณะที่ปรากฏที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s ซึ่งสรุปได้ว่า เศษการสึกหรอดังกล่าวเป็นผล จากกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อนจากการขัดถู (abrasive induced delamination wear) นอกจากนั้น ที่ความเร็วการไถลทั้ง 2 ระดับ พบเศษการสึกหรอในลักษณะที่

ถูกม้วนปะปนกับลักษณะแผ่น โดยภาพที่ 4.14 (ก) แสดงภาพขยายของเศษการสึกหรอแบบแผ่น ขนาดเล็กซึ่งมีการรวมตัวของเศษการสึกหรอขนาดเล็กไว้ด้วยกันและบริเวณขอบด้านหนึ่งแสดง การม้วน และภาพที่ 4.14 (ข) แสดงลักษณะเศษการสึกหรอแบบแผ่นที่ถูกม้วนเป็นรูปทรงกระบอก เศษการสึกหรอลักษณะดังกล่าวจัดเป็นการขัดถูชนิดสามเนื้อ และเป็นปัจจัยที่ทำให้สัมประสิทธิ์ ความเสียดทานมีค่าลดลงเมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้นค่าหนึ่ง เพราะไปขวางการสร้างพันธะแนบติด ระหว่างผิวสัมผัส อย่างไรก็ตาม โอกาสที่เศษการสึกหรอแบบแผ่นขนาดใหญ่จะติดเข้าไปอยู่



ภาพที่ 4.12 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนเศษการสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s (ค) 0.6 m/s และ (ค) 2.0 m/s





ภาพถ่ายอิเล็กตรอนที่กำลังขยายสูงของเศษการสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก-ข) 0.2 m/s และ (ค-ง) 2.0 m/s





ภาพถ่ายอิเล็กตรอนที่กำลังขยายสูงของเศษการสึกหรอแบบแผ่นขนาดเล็ก ของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km (ก) การรวมตัวของเศษการสึกหรอขนาดเล็ก และ (ข) ม้วนเป็นรูปทรงกระบอก หลังจากการวิเคราะห์รูปร่างเศษการสึกหรอด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบสแกนนิง เศษการสึกหรอที่เหลือถูกนำไปวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิค XRD (ภาพที่ 4.15) ผลปรากฏว่า เศษการสึกหรอทั้งหมดเป็นโครงสร้างผลึกของโลหะพื้นเดิม ไม่มีโครงสร้าง ผลึกของออกไซด์โลหะใด ๆ ปะปนอยู่

อย่างไรก็ตาม ในงานวิจัยของ Strafellini et al. [8] ได้ศึกษาพฤติกรรมการ ้สึกหรอในเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเตนนิติก ภายใต้ภาระกด 1 MPa และระยะไถล 5 km พบกลไกการสึกหรอแบบออกซิเดชันเกิดที่ความเร็วการไถลต่ำ (0.2 และ 0.3 m/s ตามลำดับ) ็นอกจากนั้น ยังมีงานวิจัยของ Kameo *et al.* [13] ซึ่งศึกษาพฤติกรรมของ MIM 316L ที่ภาระกด 1 MPa และความเร็วการไถล 1 m/s โดยพบปริมาณเหล็กออกไซด์หลังจากระยะไถลเพิ่มขึ้นค่า หนึ่ง (ประมาณ 12 km) ซึ่งส่งผลให้อัตราการสึกหรอเปลี่ยนแปลงเป็นแบบไม่รุนแรง เนื่องจาก กลไกออกซิเดชัน จากผลงานวิจัยที่กล่าวมา สรุปได้ว่า กลไกการเกิดออกซิเดชันขึ้นอยู่กับปัจจัย หลายชนิด เช่น วัสดุ ความเร็วการไถล ภาระกด และระยะไถล ในงานวิจัยนี้ อาจเป็นไปได้ที่ระยะ ใถลที่ศึกษายังไม่ถึงจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอ นอกจากนั้น ที่ความเร็วการไถลต่ำแสดงหลักฐาน ของกลไกแบบแนบติด ซึ่งสะท้อนถึงโอกาสของการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันย่อมเป็นไปได้ยาก แม้ว่าจะมีผลกระทบของอุณหภูมิที่สูงขึ้นและสามารถเกิดออกซิเดชันได้ง่าย และที่ความเร็วสูง แต่เนื่องจากเวลาไม่เพียงพอในการสร้างฟิล์มออกไซด์ จากเหตุผลดังกล่าว สรุปได้ว่า พฤติกรรม การสึกหรอในช่วงการทดสอบนี้ไม่ได้ถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอแบบออกซิเดชันซึ่งสอดคล้อง กับผลการวิเคราะห์โดยเทคนิค XRD ดังที่กล่าวข้างต้น





ภาพที่ 4.15 โครงสร้างผลึกของเศษการสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s และ (ข) 2.0 m/s

4.5 การเปลี่ยนรูปใต้ผิวการสึกหรอ

ภาคตัดขวางของ ชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ในทิศทางขนาน การเคลื่อนที่ไถลและตั้งฉากกับพื้นผิวสัมผัส ภายหลังจากการกัดกรดถูกนำมาวิเคราะห์โดยใช้ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบแสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิง

ภาพที่ 4.16 (ก-ค) แสดงภาพถ่ายอิเล็กตรอน extrusion ที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s และระยะทางไถล 2 km ตามลำดับ พบว่า ที่ความเร็วการไถลทั้ง 3 ระดับ เกิด extrusion บริเวณด้านหน้าทิศทางการไถลมากที่สุด (extrusion บริเวณด้านหลังการ เคลื่อนที่ไม่ได้นำมาแสดง เนื่องจากที่ความเร็วการไถลทั้ง 3 ระดับ ไม่แสดงความแตกต่างอย่างมี นัยสำคัญ) โดยที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s มีระยะ extrusion ยาวที่สุด ในขณะที่ความเร็ว การไถล 0.6 m/s มีระยะ extrusion สั้นที่สุด



ภาพท 4.16 ภาพถ่ายอิเล็กตรอน extrusion ของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s (ข) 0.6 m/s และ (ค) 2.0 m/s ระดับความลึกของการเปลี่ยนรูปถาวร ตรวจสอบได้จากการนำชิ้นภาคตัดขวางไป ทดสอบความแข็งในหน่วยวิกเกอร์สที่น้ำหนักกด 100 g ภาพที่ 4.17 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง ความแข็ง และความลึกของการเปลี่ยนรูปถาวรของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km โดยวัดอ้างอิงจากพื้นผิวสึกหรอ พบว่า ความแข็งมีแนวโน้มลดลงตาม ความลึกจากพื้นผิวสึกหรอ โดยความลึกของการเปลี่ยนรูปถาวรมีค่าใกล้เคียงกันประมาณ 500 μm โดยที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s มีความแข็งเพิ่มขึ้นสูงสุด (3 เท่าของความแข็งเดิม) ในขณะที่ความเร็วการไถล 0.2 และ 2.0 m/s มีความแข็งเพิ่มขึ้นประมาณ 2.5 และ 2 เท่า ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับขนาด extrusion (ภาพที่ 4.16) ที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s สั้นที่สุด เนื่องจากเกิดกลไกการเพิ่มความแข็ง ทำให้การเปลี่ยนรูปถาวรหรือระยะ extrusion สั้นกว่าที่ ความเร็วการไถลอื่น





ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและระดับความลึกของการเปลี่ยนรูปถาวรของ ชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล 0.2 m/s, 0.6 m/s และ 2.0 m/s

อย่างไรก็ตาม ความแข็งที่เพิ่มขึ้นบริเวณผิวสึกหรออาจเกิดได้จากหลายสาเหตุ เช่น จากกลไกการเพิ่มความแข็งจากความเครียด (strain hardening) การเปลี่ยนแปลงเฟส (phase transformation) หรือการเกิดเป็นชั้นวัสดุชนิดใหม่ปกคลุมพื้นผิว เป็นต้น ซึ่งทำให้สมบัติพื้นผิวของ วัสดุ (surface properties) เปลี่ยนแปลง และส่งผลต่อความต้านทานการสึกหรอของวัสดุเช่นกัน โดยงานวิจัยของ Straffelini *et al.* [8] และ Jiang *et al.* [28] แสดงว่า ความลึกของการเปลี่ยนรูป ถาวรเพิ่มขึ้น เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ในขณะที่งานวิจัยของ Simchi *et al.* [14] แสดงว่า ปริมาณของรูพรุน และน้ำหนักกดมีผลกระทบต่อลักษณะของการเปลี่ยนรูป โดยการเปลี่ยนรูป ถาวรที่ผิว (surface deformation) ทำให้พื้นผิวที่มีปริมาณความพรุนสูง (12%) โดยรูพรุนจะ ถูกอัดแน่น (compact) ส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง ซึ่งสรุปได้ว่า ระดับการเปลี่ยนรูปถาวรที่ ส่งผลให้เกิดกลไกการเพิ่มความแข็งขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประการ เช่น วัสดุ ความเร็วการไถล จุณหภูมิ และน้ำหนักกด เป็นต้น

ในงานวิจัยนี้ ความลึกของการเปลี่ยนรูปถาวรไม่สามารถเปรียบเทียบได้โดยตรง เนื่องจากระยะการสึกหรอของแต่ละเงื่อนไขการทดสอบไม่เท่ากัน ทำให้ตำแหน่งการวัดความแข็ง เริ่มต้นอ้างอิงจากคนละตำแหน่ง นอกจากนั้น กลไกการสึกหรอที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s เกิดจากผลกระทบจากปัจจัยที่แตกต่างกัน กล่าวคือ

ที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s ถูกควบคุมโดยกลไกการแนบติดซึ่งส่งผลให้สัมประสิทธิ์ ความเสียดทานสูง การเปลี่ยนรูปถาวรเกิดได้มากทำให้พื้นผิวถูกอัดแน่นขึ้น (surface densification) ส่งผลให้พื้นผิวสึกหรอมีความแข็งเพิ่มขึ้น ในขณะเดียวกันการแนบติดที่เกิดใน ระบบ ทำให้เกิดแรงดึงส่วนที่ติดแน่นและอ่อนแอบริเวณใต้ผิวการสึกหรอฉีกขาด จึงส่งผลให้อัตรา การสึกหรอสูง อย่างไรก็ตาม เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้นทำให้อุณหภูมิผิวสัมผัสเพิ่มขึ้น ชิ้นทดสอบแบบหมุดมีความแข็งแรงลดลง ทำให้พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้น ความเค้นและการเปลี่ยน รูปถาวรจากแรงเฉือนลดลง ดังนั้น ระดับการแนบติดจึงลดลง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีแนวโน้ม ลดลง

ที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s การเปลี่ยนรูปถาวรเกิดในลักษณะเดียวกับที่ความเร็ว การไถล 0.2 m/s แต่เนื่องจากผลกระทบจากการแนบติดลดลง ทำให้การดึงฉีกขาดพื้นผิวสึกหรอที่ มีความแข็งเพิ่มขึ้นลดลง การแตกหักเป็นเศษการสึกหรอจึงมีน้อย อัตราการสึกหรอจึงแสดงค่า ต่ำสุด ที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s ไม่มีผลกระทบจากการแนบติด แต่ถูกควบคุมโดยปัจจัย ของอุณหภูมิที่สูงขึ้น ส่งผลให้ให้วัสดุอ่อนตัวจากผลกระทบจากความร้อน (thermal softening) และแตกหักได้ง่าย ดังตัวอย่างการเปลี่ยนแปลงความเค้นครากของ wrought 316 ลดลงจาก 254 MPa ที่อุณหภูมิ 20°C เป็น 200 MPa ที่อุณหภูมิ 100°C และ 172 MPa ที่อุณหภูมิ 200°C [29] ดังนั้น พื้นผิวสึกหรออ่อนตัวจะแตกหักและกลายเป็นเศษการสึกหรอได้ง่าย ส่งผล ให้อัตราการสึกหรอที่ความเร็วการไถลสูงนี้มีค่ามากที่สุด

ภาพที่ 4.18 แสดงลักษณะการเปลี่ยนรูปถาวรบริเวณใต้ผิวสึกหรอ (subsurface plastic deformation) ของขึ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s (ก-ค) โดยภาพที่นำมาแสดงนี้เป็นบริเวณ หนึ่งที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร หลังการกัดกรดทำให้เห็นโครงสร้างออสเตนนิติกทวินเกรนของ MIM 316L ลักษณะการเปลี่ยนรูปถาวรที่ความเร็วการไถลทั้ง 3 ระดับ มีลักษณะคล้าย ๆ กัน คือ แสดงชั้นของ shear layer และรอยร้าวใต้ผิวในแนวขนานการเคลื่อนที่ไถล บริเวณด้านล่างของ soยร้าวใต้ผิวแสดงลักษณะเกรน และรูพรุนที่ถูกรีดยาวตามแนวขนานการเคลื่อนที่ไถล (flow lines) ส่วนบริเวณด้านล่างแนว flow lines แสดงเกรนและรูพรุนในลักษณะปกติ นอกจากนั้น ที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s แสดงระดับความลึกของ flow lines (จากรอยร้าวใต้ผิว) มากที่สุด ในขณะที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s และ 2.0 m/s มีค่าใกล้เคียงกัน





ลักษณะการเปลี่ยนรูปถาวรใต้ผิวสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล (ก) 0.2 m/s, (ข) 0.6 m/s และ (ค) 2.0 m/s

4.6 ลักษณะรอยร้าวที่ผิวและใต้ผิวสึกหรอ

ภาพที่ 4.19 (ก) แสดงลักษณะของรอยร้าวที่ผิวของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s และระยะไถล 2 km พบว่า พื้นผิวค่อนข้างเรียบ เนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรทำให้รูพรุนที่ผิว (surface pore) ถูกปิดและถูกรีดแบนไปตามแนว การเคลื่อนที่ไถล ส่งผลให้พื้นผิวถูกอัดแน่นขึ้น และภาพที่ 4.19 (ข) แสดงลักษณะ shear tongue ที่ใกล้จะหลุดออกกลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่นจากแรงดึงในระหว่างการเคลื่อนที่ ที่ความเร็ว 0.6 m/s มีลักษณะคล้ายกับที่ความเร็ว 0.2 m/s จึงไม่ได้นำมาแสดงในที่นี้ ที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s ภาพที่ 4.20 (ก) แสดงลักษณะพื้นผิวเป็นหลุม เนื่องจากมี การเชื่อมต่อบริเวณรูพรุนที่ผิวกลายเป็นเศษการสึกหรอหลุดออก และภาพที่ 4.20 (ข) แสดงพื้นที่ บางส่วนที่ไม่มีการเชื่อมต่อของรูพรุนที่ผิว แต่เกิดการเชื่อมต่อของรูพรุนใต้ผิวจนกลายเป็นรอยร้าว ใต้ผิวซึ่งหลุดออกมาเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่นจากการแตกหัก





ภาพขยายลักษณะของรอยร้าวที่ผิวของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 0.2 m/s และระยะไถล 2 km



ภาพที่ 4.20 ภาพขยายลักษณะของรอยร้าวที่ผิวของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s และระยะไถล 2 km

ภาพที่ 4.21 แสดงภาพถ่ายอิเล็กตรอนรอยร้าวใต้ผิวของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล 0.2 m/s 0.6 m/s และ 2.0 m/s โดยพบว่า รอยร้าวใต้ผิวที่ความเร็วการไถลทุกระดับขนานกับทิศทางการเคลื่อนที่ โดยที่ ความเร็วการไถล 0.2 m/s และ 0.6 m/s (ก-ข) แสดงชั้นของ shear flow มีลักษณะขนานตามแนว การเคลื่อนที่ไถล (laminar flow) ที่ระดับความลึกค่าหนึ่งแสดงรอยร้าวใต้ผิว ซึ่งเกิดจากการผสม กันระหว่างการเชื่อมต่อของรูพรุนที่ถูกรีดแบนตามแนวการเคลื่อนที่ไถล ทำให้เกิดรอยร้าว ผลจาก แรงดึงของแรงเสียดทานทำให้รอยร้าวขยายตัวขึ้นสู่พื้นผิวกลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะ แผ่น (ภาพที่ 4.13 ก)





ในขณะที่ความเร็วการไถล 2.0 m/s (ค-จ) แสดงลักษณะชั้นของ shear flow มี ลักษณะเป็นชั้นหมุนวน (turbulent flow) เนื่องจากวัสดุอ่อนตัวในสภาพอุณหภูมิสูง เมื่อพิจารณา ที่กำลังขยายสูง (จ) ภายในชั้นของ shear flow มีเศษอนุภาคแตกหักเป็นชิ้นย่อย ๆ รอยร้าวใต้ผิว เกิดจากการผสมกันระหว่างการเชื่อมต่อของรูพรุน และผลกระทบของอุณหภูมิทำให้วัสดุอ่อนตัว และเกิดการแตกหักกลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่นเช่นกัน (ภาพที่ 4.13 ค)

จากผลทั้งหมดที่กล่าวมาในข้อ 4.2-4.6 สรุปได้ว่า ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบใน งานวิจัยนี้ การสึกหรอถูกควบคุมโดยกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อน (delamination wear) โดย พบว่า ทุกเงื่อนไขการทดสอบเกิดเศษการสึกหรอของโลหะพื้นในลักษณะแผ่น ซึ่งเกิดจากแรงดึงที่ ผิวในระหว่างการทดสอบโดยยอดสูงของชิ้นทดสอบแบบจานเคลื่อนที่สัมผัสกับพื้นผิวที่อ่อนกว่า ของชิ้นทดสอบแบบหมุด ทำให้เกิดการสะสมของการเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเฉือน (plastic shear deformation) เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้น ทำให้เกิดการสะสมของรอยร้าวใต้ผิวบริเวณใกล้ ๆ กับรูพรุน

การเชื่อมต่อของรอยร้าวและการขยายตัวของรอยร้าวกลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่น กลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อนนี้เกิดจากปัจจัยที่แตกต่างกันขึ้นอยู่กับระดับกลไก อย่างไรก็ตาม การแนบติดและอุณหภูมิผิวสัมผัสที่เปลี่ยนแปลง ส่งผลให้สมบัติพื้นผิว (surface property) ของ วัสดุเปลี่ยนแปลงตาม กล่าวคือ ที่ความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) อุณหภูมิของชิ้นทดสอบ แบบหมุดจะเพิ่มขึ้นตามระยะไถล ซึ่งในที่นี้อยู่ในช่วง 35-55°C เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น ชิ้นทดสอบ แบบหมุดมีความแข็งแรงลดลง [29] ทำให้พื้นที่สัมผัสจริงเพิ่มขึ้น กล่าวคือ พื้นผิวถูกอัดแน่นขึ้น (surface densification) ทำให้ความเค้นและการเปลี่ยนรูปถาวรจากแรงเฉือนลดลง ดังนั้น ระดับ ของกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อนจากการแนบติดจึงลดลงเมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ อัตราการสึกหรอมีแนวโน้มลดลง ในทางกลับกัน การทดสอบการสึกหรอในช่วงความเร็วการไถล ้สูง (0.6-2.0 m/s) อุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุดอยู่ในช่วง 55-118°C ช่วงอุณหภูมิดังกล่าวนี้ ทำให้พื้นผิวของชิ้นทดสอบแบบหมุดมีสภาพอ่อนตัวลงจากผลกระทบทางความร้อนจึงง่ายต่อการ ้ที่ยอดสูงของชิ้นทดสอบแบบจานจะฝังลงในเนื้อวัสดุของชิ้นทดสอบแบบหมุด การเคลื่อนที่ทำให้ เนื้อวัสดุที่อ่อนกว่าให้ฉีกขาด โดยความลึกของรอยไถจะเพิ่มขึ้นตาม (plowing) เกิดการไถ เมื่อระยะไถลเพิ่มขึ้นกลไกการสึกหรอกลายสภาพเป็นการ อุณหภูมิของชิ้นทดสอบแบบหมุด สึกหรอแบบหลุดล่อนจากการขัดถู ซึ่งระดับความรุนแรงจากการขัดถูขึ้นอยู่กับความเร็วการไถลที่ เพิ่มขึ้น ส่งผลให้อัตราการสึกหรอมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น โดยจุดเปลี่ยนกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อน จากการแนบติดเป็นการสึกหรอแบบหลุดล่อนจากการขัดถูเกิดที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s หรือที่ อุณหภูมิ 55°C

4.7 ผลกระทบของความพรุนต่อการสึกหรอ

หลังจากศึกษากลไกและพฤติกรรมการสึกหรอของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%) จนได้ผลที่ชัดเจนดังที่กล่าวมาในข้อ 4.2-4.6 จากนั้นทำการทดสอบในสภาวะ เงื่อนไขการทดสอบเดิมกับชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%) เพื่อศึกษาผลกระทบของความพรุนต่อการสึกหรอ

ภาพที่ 4.22 แสดงแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงความเสียดทานในช่วงสภาวะสมดุลของ ชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%และ 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ที่ระยะไถล 2 km และความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s โดยพบว่า สัมประสิทธิ์ความเสียดทานของ ชิ้นทดสอบแบบหมุดทั้ง 3 กลุ่มมีค่าใกล้เคียงกันอยู่ในช่วง 0.33-0.39 ภาพที่ 4.23 แสดง ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุดทั้ง 3 กลุ่ม ที่ระยะ ไถล 2 km ซึ่งพบว่า อุณหภูมิเฉลี่ยของชิ้นทดสอบแบบหมุดทั้ง 3 กลุ่มมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตาม ความเร็วการไถลอยู่ในช่วง 35-118 °C โดยแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิในชิ้นทดสอบหมุด MIM 316L ความพรุน 6% สูงกว่าที่ความพรุน 2% และ wrought 316L ตามลำดับ





ความสัมพันธ์ระหว่างสัมประสิทธิ์ความเสียดทานและความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%และ 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ที่ระยะไถล 2 km





ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอจำเพาะและความเร็วการไถลของขึ้นทดสอบ แบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2% และ 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ที่ระยะไถล 2 km แสดงดังภาพที่ 4.24 โดยพบว่า ชิ้นทดสอบทั้ง 3 กลุ่ม แสดงพฤติกรรมการสึกหรอแบ่งเป็น 2 ช่วงเหมือนกัน คือ ในช่วง 0.2-0.6 m/s (อุณหภูมิเฉลี่ยอยู่ในช่วง 35-55°C) อัตราการสึกหรอมี แนวโน้มลดลง และช่วง 0.6-2.0 m/s (อุณหภูมิเฉลี่ยอยู่ในช่วง 55-118°C) การสึกหรอมีแนวโน้ม เพิ่มขึ้น โดยที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s อัตราการสึกหรอมีค่าต่ำสุด (อุณหภูมิเฉลี่ยอยู่ในช่วง 50-55°C) แสดงจุดเปลี่ยนการสึกหรอ



ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการสึกหรอจำเพาะและความเร็วการไถลของชิ้นทดสอบแบบหมุด MIM 316L (ความพรุน 2%และ 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%) ที่ระยะไถล 2 km

เมื่อเปรียบเทียบอัตราการสึกหรอจำเพาะระหว่าง MIM 316L (ความพรุน 2% และ 6%) พบว่า ในช่วงความเร็วไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) อัตราการสึกหรอของ MIM 316L ทั้ง 2 กลุ่ม มีค่าใกล้เคียงกันโดยไม่ขึ้นกับปริมาณความพรุน ซึ่งเป็นผลเนื่องจากพฤติกรรมการสึกหรอในช่วง ความเร็วไถลต่ำถูกควบคุมโดยกลไกการแนบติด พื้นผิวและรูพรุนถูกอัดแน่นขึ้น ส่งผลให้อัตราการ สึกหรอไม่ขึ้นอยู่กับปริมาณความพรุน ในขณะที่ช่วงความเร็วสูง (0.6-2.0 m/s) อัตราการสึกหรอ ของ MIM 316L (ความพรุน 6%) แสดงแนวโน้มเพิ่มขึ้นสูงกว่า MIM 316L (ความพรุน 2%) ทั้งนี้ เนื่องจาก MIM 316L (ความพรุน 6%) มีแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิสูงกว่า MIM 316L (ความพรุน 2%) ส่งผลให้ความแข็งแรงของวัสดุอ่อนแอกว่า นอกจากนั้น ปริมาณความพรุนที่ มากกว่า และขนาดรูพรุนที่ใหญ่กว่าของ MIM 316L (ความพรุน 6%) ทำให้การเชื่อมต่อระหว่าง รูพรุนและรอยร้าวที่สะสมบริเวณรูพรุนเกิดได้ง่ายกว่าภายใต้อุณหภูมิที่สูงขึ้น

สำหรับอัตราการสึกหรอจำเพาะของ wrought 316L พบว่า มีค่าต่ำกว่าของ MIM 316L ทั้งนี้เนื่องจาก wrought 316L มีโครงสร้างที่ต่อเนื่องและความแข็งที่สูงกว่า MIM 316L

บทที่ 5

สรุปผลการศึกษาและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการศึกษา

การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L ในลักษณะการเคลื่อนที่ไถลในสภาวะ ไร้สารหล่อลื่น โดยใช้ชิ้นทดสอบผลิตจากวัสดุชนิดเดียวกัน ทำการทดสอบภายใต้เงื่อนไข ภาระกด 1 MPa ความเร็วการไถล 0.2-2.0 m/s และระยะไถล 2 km วัสดุที่ใช้ทดสอบแบ่งออกเป็น 3 กลุ่ม คือ MIM 316L (ความพรุน 2% และ 6%) และ wrought 316L (ความพรุน 0%)

จากผลการศึกษา พบว่า พฤติกรรมการสึกหรอถูกควบคุมด้วยกลไกการสึกหรอแบบ หลุดล่อน ซึ่งทำให้เกิดเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่น โดยพฤติกรรมการสึกหรอมีความแตกต่าง กัน ขึ้นอยู่กับ ระดับของพฤติกรรมการแนบติดของผิวสัมผัส และผลกระทบจากอุณหภูมิ ซึ่งส่งผล ให้สมบัติพื้นผิวของวัสดุเปลี่ยนแปลง โดยสรุปได้ดังนี้

 พฤติกรรมการสึกหรอในช่วงความเร็วการไถลต่ำ (0.2-0.6 m/s) ถูกควบคุมด้วย กลไกแบบแนบติดทำให้แรงเสียดทานสูง อัตราการสึกหรอสูง เนื่องจากการเคลื่อนที่ทำให้เกิดแรง ดึงส่วนที่ติดแน่นและอ่อนแอกว่าบริเวณใต้ผิวการสึกหรอฉีกขาดจากกันกลายเป็นเศษการสึกหรอ ในลักษณะแผ่น อย่างไรก็ตาม ระดับของกลไกการแนบติดจะลดลง เมื่อความเร็วการไถลเพิ่มขึ้น

2) พฤติกรรมการสึกหรอที่ความเร็วการไถลสูง (0.6-2.0 m/s) ถูกควบคุมด้วยกลไก แบบขัดถู และผลกระทบจากอุณหภูมิระหว่างผิวสัมผัสที่เพิ่มขึ้น ทำให้วัสดุอ่อนตัวลง ยอดสูงที่ แข็งของชิ้นทดสอบแบบจานจะฝังและไถเนื้อวัสดุที่อ่อนกว่าของชิ้นทดสอบแบบหมุดให้ฉีกขาด กลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่น ส่งผลให้อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้นสูง

3) การสึกหรอที่ความเร็วการไถล 0.6 m/s ได้รับผลกระทบจากกลไกการแนบติดลดลง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอจำเพาะต่ำสุด และเป็นรอยต่อระหว่างการเปลี่ยนแปลงกลไกการสึกหรอ แบบหลุดล่อนจากการแนบติด กลายเป็นกลไกการสึกหรอแบบหลุดล่อนจากการขัดถู โดยจุด เปลี่ยนของอุณหภูมิ (temperature transition) ที่ส่งผลกระทบให้วัสดุแสดงพฤติกรรม เปลี่ยนแปลง อยู่ในช่วง 50-55°C

4) ลักษณะของรอยร้าวใต้ผิว ถูกควบคุมโดยกลไกการเชื่อมต่อของรูพรุนจากการ เหนี่ยวนำของแรงเฉือน (shear-induced delamination) กลายเป็นรอยร้าว และการขยายตัวของ รอยร้าวขึ้นสู่พื้นผิวการสึกหรอกลายเป็นเศษการสึกหรอในลักษณะแผ่น 5) MIM 316L (ความพรุน 2%) มีความต้านทานการสึกหรอดีกว่า MIM 316L (ความพรุน 6%) สำหรับการใช้งานในช่วงความเร็วสูง ในขณะที่การใช้งานในช่วงความเร็วต่ำ อัตราการสึกหรอมีค่าใกล้เคียงกัน

6) wrought 316L มีอัตราการสึกหรอน้อยกว่า MIM 316L เนื่องจากมีโครงสร้าง จุลภาคที่ต่อเนื่องและมีความแข็งสูงกว่า

5.2 ข้อเสนอแนะ

จากความรู้ความเข้าใจในกลไกและพฤติกรรมการสึกหรอของ MIM 316L และ wrought 316L ที่สภาวะความเร็วต่าง ๆ กัน สามารถใช้เป็นข้อมูลเบื้องต้นในการออกแบบใช้งาน ชิ้นส่วน MIM 316L และใช้เป็นแนวทางในการป้องกันการสึกหรอได้ เนื่องจากแต่ละกลไกการ สึกหรอมีวิธีการแก้ไขและป้องกันการสึกหรอแตกต่างกัน โดยพิจารณาเป็นข้อ ๆ ได้ ดังนี้

 กรณีที่ชิ้นส่วน MIM 316L ถูกใช้งานที่ความเร็วต่ำ ซึ่งปริมาณความพรุนไม่ส่งผลให้ อัตราการสึกหรอแตกต่างกัน จึงไม่จำเป็นต้องผลิตชิ้นส่วน MIM 316L ให้ได้ความพรุน 2% ซึ่งต้อง ใช้เวลาในการเผาผนึกประมาณ 2 ชั่วโมง อาจใช้เวลาเผาผนึกแค่ 1 ชั่วโมง จะได้ MIM 316L ความพรุน 6% ซึ่งใช้งานได้ใกล้เคียงกัน ส่งผลให้เวลาในการเผาผนึกลดลง ช่วยประหยัดพลังงาน และลดต้นทุนการผลิต นอกจากนั้น การสึกหรอแบบแนบติดที่ความเร็วต่ำสามารถป้องกันโดยใช้ สารหล่อลื่นได้ หรือการเลือกใช้วัสดุคู่สัมผัสต่างชนิดกันอาจเป็นอีกแนวทางที่ช่วยลดปัญหาการ สึกหรอแบบแนบติดได้ สิ่งที่น่าสนใจ คือ ในกรณีของการสึกหรอแบบแนบติด การปรับปรุง โครงสร้างของวัสดุให้พื้นผิวมีความแข็งเพิ่มขึ้นไม่ช่วยป้องกันการสึกหรอแบบแนบติด

2. กรณีที่ชิ้นส่วน MIM 316L ถูกใช้งานที่ความเร็วสูง ควรปรับปรุงสมบัติความแข็ง ของ MIM 316L เนื่องจากกลไกที่เกิดในช่วงความเร็วสูงถูกควบคุมโดยกลไกแบบขัดถูและปัจจัย ในเรื่องความอ่อนตัวจากผลกระทบทางความร้อน ดังนั้น การเพิ่มความแข็งให้ชิ้นงานสามารถ ป้องกันการสึกหรอแบบขัดถูได้ หรืออาจปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้แข็งแรงโดยเพิ่มผงโลหะหรือ ผงเซรามิกที่ช่วยลดการเปลี่ยนรูปถาวร นอกจากนั้น สารหล่อลื่นอาจถูกพิจารณาเป็นอีก ทางเลือกในการระบายความร้อนให้ชิ้นงาน หากไม่ถูกจำกัดในการใช้งาน

 ผลการศึกษาที่ได้เมื่อเปรียบเทียบกับสภาวะการใช้งานจริงซึ่งไม่ได้มีการใช้งาน ต่อเนื่องเหมือนเงื่อนไขการทดสอบในงานวิจัยนี้ สามารถแบ่งพิจารณาได้ 2 กรณี 3.1 กรณีความเร็วต่ำ การใช้งานจริงอาจรุนแรงน้อยกว่าผลที่ได้จากการทดสอบ ภายใต้เงื่อนไขในงานวิจัยนี้ เนื่องจาก สภาพพื้นผิวที่เปลี่ยนเป็นหยาบขึ้น ทำให้กลไกแบบแนบติด ลดลง (กลไกการสึกหรอแบบแนบติดอาจเปลี่ยนไปเป็นกลไกอื่น เช่น กลไกแบบขัดถู) และพื้นผิวที่ สึกหรออาจทำปฏิกริยาออกซิเดชันกับออกซิเจนในอากาศ เกิดเป็นชั้นออกไซด์เคลือบผิวสึกหรอ ซึ่งส่งผลให้การแนบติดลดลงเช่นกัน อัตราการสึกหรอลดลง

3.2 กรณีความเร็วสูง การใช้งานจริงอาจรุนแรงมากกว่าผลที่ได้จากการทดสอบ ภายใต้เงื่อนไขในงานวิจัยนี้ เนื่องจากผลกระทบจากความร้อนทำให้วัสดุอ่อนแอลง เมื่อวัสดุมี ความแข็งแรงลดลง การรับภาระขนาดเท่าเดิมที่อุณหภูมิสูง ทำให้ชิ้นส่วนแตกหักรุนแรงกว่าเดิม